РОССИЙСКАЯ ФЕДЕРАЦИЯ



ФЕДЕРАЛЬНАЯ СЛУЖБА
ПО ИНТЕЛЛЕКТУАЛЬНОЙ СОБСТВЕННОСТИ

(19) **RU** (11) **2 732 888**(13) **C2**

(51) МПК
C22C 9/08 (2006.01)
C22F 1/08 (2006.01)

(12) ОПИСАНИЕ ИЗОБРЕТЕНИЯ К ПАТЕНТУ

(52) СПК
C22C 9/08 (2020.05); C22F 1/08 (2020.05)

(21)(22) Заявка: **2017134706, 18.03.2016**

(24) Дата начала отсчета срока действия патента:
18.03.2016

Дата регистрации:
24.09.2020

Приоритет(ы):
(30) Конвенционный приоритет:
18.03.2015 US 62/134,731;
02.06.2015 US 62/169,989

(43) Дата публикации заявки: **18.04.2019** Бюл. № 11

(45) Опубликовано: **24.09.2020** Бюл. № 27

(85) Дата начала рассмотрения заявки PCT на национальной фазе: **18.10.2017**

(86) Заявка PCT:
US 2016/023137 (18.03.2016)

(87) Публикация заявки PCT:
WO 2016/149619 (22.09.2016)

Адрес для переписки:
191002, Санкт-Петербург, а/я 5, Общество с ограниченной ответственностью "Ляпунов и партнеры"

(72) Автор(ы):
ГРЭНСИНГ, Фритц (US),
КРИББ, В. Реймонд (US),
КРАФТ, Эми Е. (US),
БРАУН, Деррик Л. (US)

(73) Патентообладатель(и):
МАТЕРИОН КОРПОРЕЙШН (US)

(56) Список документов, цитированных в отчете о поиске: **US 5019185 A1, 28.05.1991. US 4052204 A1, 04.10.1977. US 20020007879 A1, 24.01.2002. SU 244624 A1, 28.05.1969. RU 2348720 C2, 10.03.2009.**

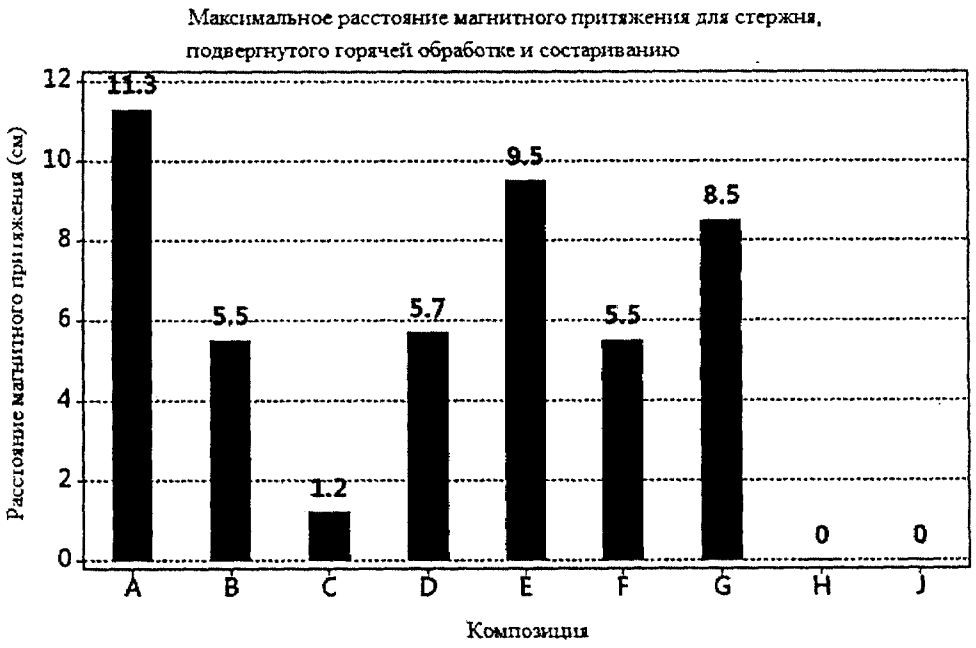
(54) МАГНИТНЫЕ МЕДНЫЕ СПЛАВЫ

(57) Реферат:

Группа изобретений относится к цветной металлургии и включает варианты магнитного медного сплава, способ его получения, а также изделие из магнитного медного сплава. Магнитный медный сплав содержит, мас.%: 8-16 никеля, 5-9 олова, 5-21 марганца, медь – остальное. Сплав получен путем литья, гомогенизации в течение 4-22 часов при 1200-1700 °F, нагревания сплава в течение 1-3 часов при 1400-1600 °F, горячей прокатки до достижения обжатия 65-70 % и отжига сплава на твердый раствор в течение 1-3 часов при 1200-1600 °F. Обеспечивается получение сплавов со сбалансированным сочетанием магнитных и механических свойств. 9 н. и 36 з.п. ф-лы, 60 ил., 10 табл., 7 пр.

RU 2732888 C2

RU 2732888 C2



Фиг. 37

RU 2732888 C2

RU 2732888 C2

RUSSIAN FEDERATION

FEDERAL SERVICE
FOR INTELLECTUAL PROPERTY

(19) **RU** (11) **2 732 888**(13) **C2**

(51) Int. Cl.
C22C 9/08 (2006.01)
C22F 1/08 (2006.01)

(12) ABSTRACT OF INVENTION

(52) CPC
C22C 9/08 (2020.05); C22F 1/08 (2020.05)

(21)(22) Application: **2017134706, 18.03.2016**

(24) Effective date for property rights:
18.03.2016

Registration date:
24.09.2020

Priority:
(30) Convention priority:
18.03.2015 US 62/134,731;
02.06.2015 US 62/169,989

(43) Application published: **18.04.2019** Bull. № **11**

(45) Date of publication: **24.09.2020** Bull. № **27**

(85) Commencement of national phase: **18.10.2017**

(86) PCT application:
US 2016/023137 (18.03.2016)

(87) PCT publication:
WO 2016/149619 (22.09.2016)

Mail address:
191002, Sankt-Peterburg, a/ya 5, Obshchestvo s ogranichennoj otvetstvennostyu "Lyapunov i partnery"

(72) Inventor(s):
GRENSING, Fritts (US),
KRIBB, V. Rejmond (US),
KRAFT, Emi E. (US),
BRAUN, Derrik L. (US)

(73) Proprietor(s):
MATERION KORPOREJSHN (US)

(54) MAGNETIC COPPER ALLOYS

(57) Abstract:

FIELD: non-ferrous metallurgy.

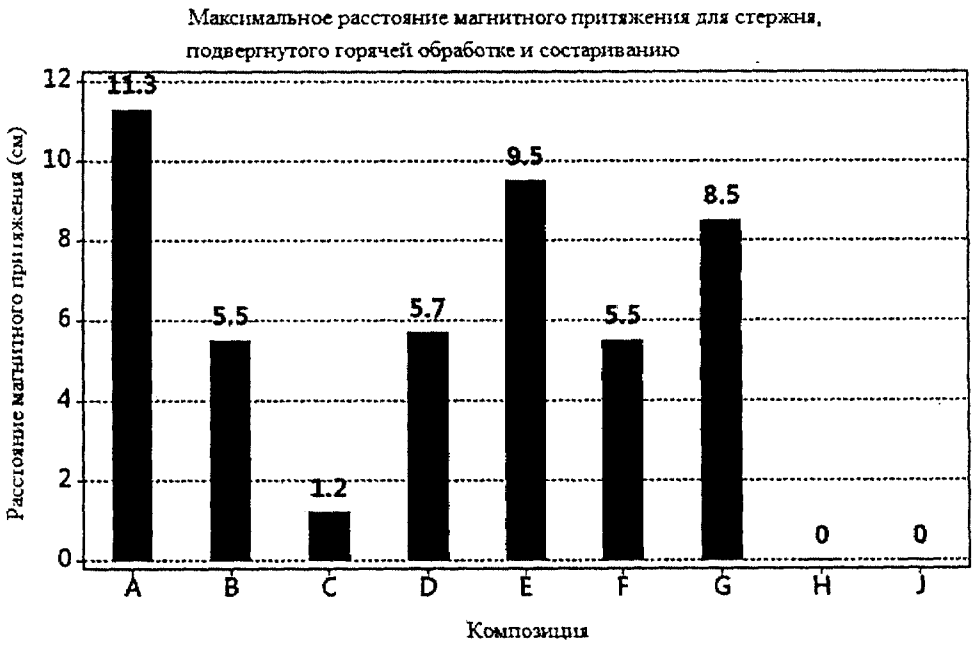
SUBSTANCE: group of inventions includes versions of a magnetic copper alloy, a method for production thereof, as well as an article from a magnetic copper alloy. Magnetic copper alloy contains, wt %: 8–16 nickel, 5–9 tin, 5–21 manganese, copper—the rest. Alloy is obtained by casting, homogenisation during 4–22 hours at 1200–1700 °F, heating alloy for 1–3 hours at 1400–1600 °F, hot rolling till reduction of 65–70 % and annealing of alloy on solid solution for 1–3 hours at 1200–1600 °F.

EFFECT: obtaining alloys with balanced combination of magnetic and mechanical properties.

45 cl, 60 dwg, 10 tbl, 7 ex

RU 2732888 C2

RU 2732888 C2



Фиг. 37

RU 2732888 C2

RU 2732888 C2

ПЕРЕКРЕСТНАЯ ССЫЛКА НА РОДСТВЕННЫЕ ЗАЯВКИ

Настоящая заявка испрашивает приоритет в соответствии с предварительной заявкой на патент США №62/169,989, поданной 2 июня 2015 года, и предварительной заявкой на патент США №62/134,731, поданной 18 марта 2015 года. Содержания указанных заявок полностью включены в настоящую заявку посредством ссылки.

ПРЕДШЕСТВУЮЩИЙ УРОВЕНЬ ТЕХНИКИ

Настоящее изобретение относится к магнитным сплавам на основе меди, в частности медно-никель-олово-марганцевым сплавам. Также раскрыты различные способы получения и/или применения таких магнитных сплавов, включая различные изделия, полученные из них.

Медно-никель-оловянные сплавы, такие как сплавы ToughMet®, предлагаемые Applicant, Materion Corporation, сочетают низкий коэффициент трения с превосходной износостойкостью. Они представляют собой спинодально закаленные сплавы, разработанные с высокой прочностью и твердостью, а также с устойчивостью к истиранию, релаксации напряжения, коррозии и эрозии. Они сохраняют свою прочность при повышенных температурах и легко поддаются механической обработке с получением сложных компонентов. Эти сплавы также являются немагнитными.

Желательным является создание магнитных сплавов на основе меди, которые при определенных применениях будут иметь некоторые преимущества.

КРАТКОЕ ОПИСАНИЕ ИЗОБРЕТЕНИЯ

Настоящее изобретение относится к магнитным медным сплавам, в частности медно-никель-олово-марганцевым сплавам. Указанные магнитные сплавы могут быть изготовлены путем обработки сплава при определенных условиях. Также включены способы обработки сплавов для изменения магнитных свойств сплавов, обеспечивающие при этом полезные комбинации механических свойств.

Эти и другие неограничивающие характеристики изобретения более подробно описаны ниже.

КРАТКОЕ ОПИСАНИЕ ГРАФИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Ниже представлено краткое описание графических материалов, которые представлены в целях демонстрации иллюстративных вариантов осуществления, раскрытых в настоящей заявке, но не в целях их ограничения.

На Фиг. 1 представлено изображение полированного и протравленного поперечного сечения сплава Cu-Ni-Sn-Mn при 50-кратном увеличении. Приведена также 600-микрометровая (мкм) шкала.

На Фиг. 2 представлено изображение протравленного поперечного сечения сплава Cu-Ni-Sn-Mn при 50-кратном увеличении. Приведена также 600 мкм шкала.

На Фиг. 3 представлено изображение протравленного поперечного сечения сплава Cu-Ni-Sn-Mn при 50-кратном увеличении. Приведена также 600 мкм шкала.

На Фиг. 4 представлено изображение протравленного поперечного сечения сплава Cu-Ni-Sn-Mn при 50-кратном увеличении. Приведена также 600 мкм шкала.

На Фиг. 5 представлено изображение протравленного поперечного сечения сплава Cu-Ni-Sn-Mn при 50-кратном увеличении. Приведена также 600 мкм шкала.

На Фиг. 6 представлено изображение протравленного поперечного сечения сплава Cu-Ni-Sn-Mn при 50-кратном увеличении. Приведена также 600 мкм шкала.

На Фиг. 7 представлено изображение протравленного поперечного сечения сплава Cu-Ni-Sn-Mn при 50-кратном увеличении. Приведена также 600 мкм шкала.

На Фиг. 8 представлено изображение протравленного поперечного сечения сплава Cu-Ni-Sn при 50-кратном увеличении. Приведена также 600 мкм шкала.

На Фиг. 9 представлена таблица, показывающая, являются ли определенные композиции магнитными после литья, гомогенизации и горячей высадки.

На Фиг. 10 представлена таблица, показывающая, являются ли определенные композиции магнитными после гомогенизации и отжига на твердый раствор.

На Фиг. 11 представлена таблица, показывающая, являются ли определенные композиции магнитными после гомогенизации и горячей прокатки.

На Фиг. 12 представлена таблица, показывающая, являются ли определенные композиции магнитными после гомогенизации, горячей прокатки и отжига на твердый раствор.

На Фиг. 13 представлена таблица, показывающая, являются ли определенные композиции магнитными после гомогенизации, горячей прокатки, отжига на твердый раствор и холодной прокатки.

На Фиг. 14 представлена таблица, показывающая, являются ли определенные композиции магнитными после гомогенизации, горячей прокатки, отжига на твердый раствор, холодной прокатки и состаривания.

На Фиг. 15 представлена таблица, показывающая, являются ли определенные композиции магнитными после гомогенизации, нагревания, экструзии и отжига на твердый раствор.

На Фиг. 16 представлена таблица, в которой перечислены относительные магнитные проницаемости композиций, подверженных процессам, указанным для Фиг. 9.

На Фиг. 17 представлена таблица, в которой перечислены относительные магнитные проницаемости композиций, подверженных процессам, указанным для Фиг. 10.

На Фиг. 18 представлена таблица, в которой перечислены относительные магнитные проницаемости для композиций, подверженных процессам, указанным для Фиг. 11.

На Фиг. 19 представлена таблица, в которой перечислены относительные магнитные проницаемости композиций, подверженных процессам, указанным для Фиг. 12.

На Фиг. 20 представлена таблица, в которой перечислены относительные магнитные проницаемости композиций, подверженных процессам, указанным для Фиг. 13.

На Фиг. 21 представлена таблица, в которой перечислены относительные магнитные проницаемости композиций, подверженных процессам, указанным для Фиг. 14.

На Фиг. 22 представлена таблица, в которой перечислены относительные магнитные проницаемости композиций подверженных процессам, указанным для Фиг. 15.

На Фиг. 23 представлена таблица, в которой перечислены электропроводности композиций, подверженных процессам, указанным для Фиг. 9.

На Фиг. 24 представлена таблица, в которой перечислены электропроводности композиций, подверженных процессам, указанным для Фиг. 10.

На Фиг. 25 представлена таблица в которой перечислены электропроводности композиций, подверженных процессам, указанным для Фиг. 11.

На Фиг. 26 представлена таблица в которой перечислены электропроводности композиций подверженных процессам, указанным для Фиг. 12.

На Фиг. 27 представлена таблица, в которой перечислены электропроводности композиций, подверженных процессам, указанным для Фиг. 13.

На Фиг. 28 представлена таблица, в которой перечислены электропроводности композиций, подверженных процессам, указанным для Фиг. 14.

На Фиг. 29 представлена таблица, в которой перечислены электропроводности композиций, подверженных процессам, указанным для Фиг. 15.

На Фиг. 30 представлена таблица, в которой перечислены твердости композиций, подверженных процессам, указанным для Фиг. 9.

На Фиг. 31 представлена таблица, в которой перечислены твердости композиций, подверженных процессам, указанным для Фиг. 10.

На Фиг. 32 представлена таблица, в которой перечислены твердости композиций, подверженных процессам, указанным для Фиг. 11.

На Фиг. 33 представлена таблица, в которой перечислены твердости композиций, подверженных процессам, указанным для Фиг. 12.

На Фиг. 34 представлена таблица, в которой перечислены твердости композиций, подверженных процессам, указанным для Фиг. 13.

На Фиг. 35 представлена таблица, в которой перечислены твердости композиций, подверженных процессам, указанным для Фиг. 14.

На Фиг. 36 представлена таблица, в которой перечислены твердости композиций, подверженных процессам, указанным для Фиг. 15.

На Фиг. 37 представлена гистограмма, демонстрирующая максимальное расстояние магнитного притяжения для нескольких различных композиций, состаренных при различных температурах.

На Фиг. 38A-38E представлены графики, демонстрирующие зависимость между содержанием марганца и механическими свойствами для различных сплавов Cu-Ni-Sn-Mn. Фиг. 38A представляет собой график, демонстрирующий зависимость предела текучести при остаточной деформации 0,2% от содержания марганца.

На Фиг. 38B представлен график, демонстрирующий зависимость предельной прочности при растяжении от содержания марганца.

На Фиг. 38C представлен график, демонстрирующий зависимость % удлинения от содержания марганца.

На Фиг. 38D представлен график, демонстрирующий зависимость твердости (HRB) от содержания марганца.

На Фиг. 38E представлен график, демонстрирующий зависимость расстояния магнитного притяжения от содержания марганца.

На Фиг. 39A представлен график зависимости расстояния магнитного притяжения и предела текучести при остаточной деформации 0,2% при различных температурах состаривания для сплава Cu-Ni-Sn-Mn.

На Фиг. 39B представлен график зависимости расстояния магнитного притяжения и предела текучести при остаточной деформации 0,2% при различных температурах состаривания для различных сплавов Cu-15Ni-8Sn-xMn.

На Фиг. 39C представлен график зависимости расстояния магнитного притяжения и предела текучести при остаточной деформации 0,2% при разных температурах состаривания для различных сплавов Cu-9Ni-6Sn-xMn.

На Фиг. 39D представлен график зависимости расстояния магнитного притяжения и предела текучести при остаточной деформации 0,2% при различных температурах состаривания для сплава Cu-11Ni-6Sn-20Mn.

На Фиг. 40A-40E представлены графики, демонстрирующие влияние температуры состаривания на механические свойства. Фиг. 40A представляет собой график зависимости предела текучести при остаточной деформации 0,2% от температуры состаривания.

На Фиг. 40B представлен график зависимости предельной прочности при растяжении от температуры состаривания.

На Фиг. 40C представлен график зависимости % удлинения от температуры состаривания.

На Фиг. 40D представлен график зависимости твердости (HRC) от температуры

состаривания.

На Фиг. 40E представлен график зависимости расстояния магнитного притяжения от температуры состаривания.

На Фиг. 41A представлен график, демонстрирующий расстояние магнитного притяжения для композиции A для различных процессов.

На Фиг. 41B представлен график, демонстрирующий расстояние магнитного притяжения для композиции E для различных процессов.

На Фиг. 42 представлен график, демонстрирующий расстояние магнитного притяжения для различных форм (стержня, прокатанной пластины) и композиций.

На Фиг. 43 представлен набор из двух графиков, демонстрирующих зависимость магнитного момента (эме) от приложенной напряженности магнитного поля для образцов Фиг. 42, классифицируемых по форме (стержень по сравнению с пластиной).

На Фиг. 44 представлен набор из двух графиков, демонстрирующих кривую размагничивания (квадрант II для образцов Фиг. 42, классифицируемых по форме (стержень по сравнению с пластиной).

На Фиг. 45 представлена гистограмма, демонстрирующая остаточный магнетизм или остаточный магнитный момент для образцов Фиг. 42.

На Фиг. 46 представлена гистограмма, демонстрирующая коэрцитивность или коэрцитивную силу (эрстед) для образцов Фиг. 42.

На Фиг. 47 представлена гистограмма, демонстрирующая максимальный магнитный момент при насыщении (эме) для образцов Фиг. 42.

На Фиг. 48 представлена гистограмма, демонстрирующая прямоугольность (остаточный магнетизм, разделенный на максимальный магнитный момент при насыщении) для образцов Фиг. 42.

На Фиг. 49 представлена гистограмма, демонстрирующая удельную намагниченность (максимальный магнитный момент при насыщении, разделенный на массу) для образцов Фиг. 42.

На Фиг. 50 представлена гистограмма, демонстрирующая распределение перемагничивающего поля (ΔH/He) для образцов Фиг. 42.

На Фиг. 51A представлено оптическое изображение композиции G, отожженной на твердый раствор при 1500°F, 200-кратное увеличение. Приведена также 120 мкм шкала.

На Фиг. 51B представлено оптическое изображение композиции G, отожженной на твердый раствор при 1500°F, 500-кратное увеличение. Приведена также 50 мкм шкала.

На Фиг. 52 представлено электронное изображение композиции A, отожженной на твердый раствор при 1520°F, 250000-кратное увеличение. Приведена также 100 нм шкала.

На Фиг. 53 представлено оптическое изображение композиции F, состаренной при 910°F, 500-кратное увеличение. Приведена также 50 мкм шкала.

На Фиг. 54A представлено CLSM-изображение (изображение, полученное с помощью конфокальной лазерной сканирующей микроскопии) композиции F, состаренной при 910°F, 500-кратное увеличение. Приведена также 25 мкм шкала. На Фиг. 54B представлено CLSM-изображение композиции F, состаренной при 910°F, 1500-кратное увеличение. Приведена также 25 мкм шкала.

На Фиг. 54C представлено CLSM-изображение композиции A, состаренной при 835°F, 500-кратное увеличение. Приведена также 25 мкм шкала. На Фиг. 54D представлено CLSM-изображение композиции A, состаренной при 835°F, 1500-кратное увеличение. Приведена также 25 мкм шкала.

На Фиг. 54E представлено CLSM-изображение композиции F, перестаренной при

1100°F, 500-кратное увеличение. Приведена также 25 мкм шкала. На Фиг. 54F представлено CLSM-изображение композиции F, перестаренной при 1100°F, 1500-кратное увеличение. Приведена также 25 мкм шкала.

На Фиг. 55A представлено SEM-изображение (изображение, полученное с помощью сканирующей электронной микроскопии) композиции A, перестаренной при 1000°F, 1500-кратное увеличение. Показана также 10 мкм шкала. На Фиг. 55 B представлено SEM-изображение композиции A, перестаренной при 1000°F, 10000-кратное увеличение. Приведена также 1 мкм шкала.

На Фиг. 55C представлено SEM-изображение композиции F, перестаренной при 1100°F, 3000-кратное увеличение. Приведена также 5 мкм шкала. На Фиг. 55D представлено SEM-изображение композиции F, перестаренной при 1100°F, 10000-кратное увеличение. Приведена также 1 мкм шкала.

На Фиг. 56A представлено Z-контрастное (ZC-изображение) композиции A, перестаренной при 910°F, 20000-кратное увеличение. Приведена также 1,5 мкм шкала. На Фиг. 56B представлено ZC-изображение композиции A, перестаренной при 910°F, 50000-кратное увеличение. Показана также 600 нм шкала. На Фиг. 56C представлено TEM-изображение (изображение, полученное с помощью просвечивающей электронной микроскопии) композиции A, перестаренной при 910°F, 50000-кратное увеличение. Приведена также 600 нм шкала.

На Фиг. 57 представлен набор из двух графиков, сравнивающий отожженную на твердый раствор композицию с марганцем (A, не состаренную) с той же композицией после состаривания, демонстрирующих формирование новой фазы.

На Фиг. 58 представлен набор из двух графиков, сравнивающих отожженную на твердый раствор композицию с марганцем (E, не состаренную) с той же композицией после состаривания, демонстрирующих формирование новой фазы.

На Фиг. 59 представлен набор из двух графиков, сравнивающих отожженный на твердый раствор медно-никель-оловянный сплав (H, не состаренная) с той же композицией после состаривания, демонстрирующих, что новая стадия не сформировалась при состаривании (то есть этот сплав немагнитный).

На Фиг. 60A-60E представлены увеличенные изображения сплавов, демонстрирующие линии выделений. На Фиг. 60A показано то же, что на Фиг. 53, но с тремя линиями, демонстрирующими ориентацию выделений. На Фиг. 60B показано то же, что на Фиг. 54A, но с тремя линиями, демонстрирующими ориентацию выделений. На Фиг. 60C показано то же, что на Фиг. 54D, но с тремя линиями, демонстрирующими ориентацию выделений. На Фиг. 60D показано то же, что на Фиг. 54F, но с тремя линиями, демонстрирующими ориентацию выделений. На Фиг. 60E показано то же, что на Фиг. 55A, но с тремя линиями, демонстрирующими ориентацию выделений. На Фиг. 60F показано то же, что на Фиг. 55C, но с тремя линиями, демонстрирующими ориентацию выделений.

ПОДРОБНОЕ ОПИСАНИЕ ИЗОБРЕТЕНИЯ

Более полное понимание компонентов, способов и устройств, раскрытых в настоящей заявке, может быть достигнуто со ссылкой на прилагаемые графические материалы. Указанные фигуры представляют собой просто схематические представления, основанные на удобстве и простоте демонстрации настоящего изобретения, и поэтому не предназначены для указания относительного размера и измерений устройств или их компонентов и/или для определения или ограничения объема иллюстративных вариантов осуществления.

Несмотря на то, что в следующем описании для ясности используются конкретные

термины, подразумевается, что эти термины ссылаются только на конкретную структуру вариантов осуществления, выбранных для иллюстрации на графических материалах, и они не предназначены для определения или ограничения объема изобретения. В графических материалах и в нижеследующем описании следует понимать, что подобные числовые обозначения относятся к компонентам подобной функции.

Формы единственного числа включают множественные референты, если контекст явно не указывает иное.

Используемый в описании и формуле изобретения термин «содержащий» может включать в себя варианты осуществления «состоящий из» и «состоящий по существу из». Предполагается, что термины «содержат(ит)», «включают(ет)», «имеющий», «имеет», «может», «содержат(ит)» и их варианты, используемые в данном документе, являются неограничивающими переходными фразами, терминами или словами, которые требуют присутствия указанных ингредиентов/стадий и допускают наличие других ингредиентов/стадий. Однако такое описание должно также толковаться как описание композиций или способов как «состоящих из» и «состоящих по существу из» перечисленных ингредиентов/стадий, что допускает наличие только указанных ингредиентов/стадий вместе с любыми примесями, которые могут из них образоваться, и исключает другие ингредиенты/стадии.

Числовые значения в описании и формуле изобретения должны пониматься как включающие числовые значения, которые являются одинаковыми при уменьшении до того же числа значимых цифр, и числовые значения, которые отличаются от заявленного значения на величину, меньшую, чем экспериментальная погрешность обычного метода измерения типа, описанного в настоящей заявке, для определения значения.

Все диапазоны, раскрытые в настоящей заявке, включают указанную границу диапазона и независимо могут быть скомбинированы (например, диапазон «от 2 г до 10 г» включает в себя пограничные точки 2 грамма и 10 грамм и все промежуточные значения).

Термины «приблизительно» и «аппроксимативно» могут быть использованы для включения любого численного значения, которое может меняться без изменения основной функции этого значения. В случае диапазона термины «приблизительно» и «аппроксимативно» также описывают диапазон, определенный абсолютными значениями двух границ диапазона, например, «от приблизительно 2 до приблизительно 4» также описывает диапазон «от 2 до 4». Как правило, термины «приблизительно» и «аппроксимативно» могут относиться к плюс или минус 10% от указанного числа.

Настоящее изобретение может относиться к температурам для определенных стадий способа. Следует отметить, что они в целом относятся к температуре, на которую установлен источник тепла (например, печь) и не обязательно относятся к температуре, которая должна достигаться материалом, подвергающимся воздействию тепла.

Настоящее изобретение относится к медно-никель-олово-марганецевым сплавам (Cu-Ni-Sn-Mn), которые являются магнитными и электропроводящими. Никель может присутствовать в количестве от приблизительно 8 мас. % до приблизительно 16 мас. %. В более конкретных вариантах осуществления никель присутствует в количествах от приблизительно 14 мас. % до приблизительно 16 мас. %, от приблизительно 8 мас. % до приблизительно 10 мас. % или от приблизительно 10 мас. % до приблизительно 12 мас. %. Олово может присутствовать в количестве от приблизительно 5 мас. % до приблизительно 9 мас. %. В более конкретных вариантах осуществления олово присутствует в количествах от приблизительно 7 мас. % до приблизительно 9 мас. % или от приблизительно 5 мас. % до приблизительно 7 мас. %. Марганец может

присутствовать в количестве от приблизительно 1 мас. % до приблизительно 21 мас. % или от приблизительно 1,9 мас. % до приблизительно 20 мас. %. В более конкретных вариантах осуществления марганец присутствует в количествах по меньшей мере 4 мас. %, по меньшей мере 5 мас. %, от приблизительно 4 мас. % до приблизительно 12 мас. %, от приблизительно 5 мас. % до приблизительно 21 мас. % или от приблизительно 19 мас. % до приблизительно 21 мас. %. Оставшуюся часть сплава составляет медь. Сплавы могут дополнительно включать один или несколько других металлов, таких как хром, кремний, молибден или цинк, в незначительных количествах. Для целей настоящего изобретения элементы, которые присутствуют в количестве меньше чем 0,5 мас. %, следует считать примесью, такие как железо.

В некоторых конкретных вариантах осуществления медно-никель-олово-марганцевый сплав содержит от приблизительно 8 мас. % до приблизительно 16 мас. % никеля, от приблизительно 5 мас. % до приблизительно 9 мас. % олова, от приблизительно 1 мас. % до приблизительно 21 мас. % марганца и остальное составляет медь.

В других конкретных вариантах осуществления медно-никель-олово-марганцевый сплав содержит от приблизительно 8 мас. % до приблизительно 16 мас. % никеля, от приблизительно 5 мас. % до приблизительно 9 мас. % олова, от приблизительно 5 мас. % до приблизительно 21 мас. % марганца и остальное составляет медь.

В других вариантах осуществления медно-никель-олово-марганцевый сплав содержит от приблизительно 8 мас. % до приблизительно 16 мас. % никеля, от приблизительно 5 мас. % до приблизительно 9 мас. % олова, от приблизительно 5 мас. % до приблизительно 11 мас. % марганца и остальное составляет медь.

В других вариантах осуществления медно-никель-олово-марганцевый сплав содержит от приблизительно 14 мас. % до приблизительно 16 мас. % никеля, от приблизительно 5 мас. % до приблизительно 9 мас. % олова, от приблизительно 5 мас. % до приблизительно 11 мас. % марганца и остальное составляет медь.

В более конкретных вариантах осуществления медно-никель-олово-марганцевый сплав содержит от приблизительно 14 мас. % до приблизительно 16 мас. % никеля, от приблизительно 7 мас. % до приблизительно 9 мас. % олова, от приблизительно 1 мас. % до приблизительно 21 мас. % марганца и остальное составляет медь.

В более конкретных вариантах осуществления медно-никель.олово-марганцевый сплав содержит от приблизительно 14 мас. % до приблизительно 16 мас. % никеля, от приблизительно 7 мас. % до приблизительно 9 мас. % олова, от приблизительно 4 мас. % до приблизительно 12 мас. % марганца и остальное составляет медь.

В других конкретных вариантах осуществления медно-никель-олово-марганцевый сплав содержит от приблизительно 8 мас. % до приблизительно 10 мас. % никеля, от 5 мас. % до приблизительно 7 мас. % олова, от приблизительно 1 мас. % до приблизительно 21 мас. % марганца и остальное составляет медь.

В других конкретных вариантах осуществления медно-никель-олово-марганцевый сплав содержит от приблизительно 8 мас. % до приблизительно 10 мас. % никеля, от приблизительно 5 мас. %» до приблизительно 7 мас. % олова, от приблизительно 4 мас. % до приблизительно 21 мас. % марганца и остальное составляет медь.

В некоторых конкретных вариантах осуществления медно-никель-олово-марганцевый сплав содержит от приблизительно 10 мас. % до приблизительно 12 мас. % никеля, от приблизительно 5 мас. % до приблизительно 7 мас. % олова, от приблизительно 1 мас. % до приблизительно 21 мас. % марганца и остальное составляет медь.

Эти сплавы могут быть образованы комбинацией твердой меди, никеля, олова и марганца в желаемых пропорциях. За приготовлением правильно составленной смеси

меди, никеля, олова и марганца следует плавление с образованием сплава. Альтернативно, частицы никеля, олова и марганца могут быть добавлены в ванну с расплавленной медью. Плавление может быть выполнено в газовой, электрической индукционной печи, печи сопротивления или дуговой печи соответствующего желаемой конфигурации затвердевшего продукта размера. Обычно температура плавления составляет по меньшей мере приблизительно 2057°F с перегревом, зависящим от процесса литья, и в диапазоне от 150 до 500°F. Инертная атмосфера (например, включающая аргон и/или диоксид/монооксид углерода) и/или использование изоляционных защитных покрытий (например, вермикулита, оксида алюминия и/или графита) могут быть задействованы для поддержания нейтральных или восстановительных условий для защиты окисляемых элементов.

Реакционноспособные металлы, такие как магний, кальций, бериллий, цирконий и/или литий, могут быть добавлены после первоначального плавления для обеспечения низких концентрации растворенного кислорода. Литье сплава может быть выполнено после стабилизации температуры плавления с соответствующим перегревом в непрерывно литые заготовки или формы, Кроме того, литье также может быть выполнено для получения слитков, деталей-полуфабрикатов, деталей формы, близкой к окончательной, дроби, легированного порошка или других дискретных форм.

В качестве альтернативы отдельные элементарные порошки могут быть термомеханически объединены для получения медно-никель-олово-марганцевого сплава для необработанных исходных материалов, деталей-полуфабрикатов или деталей формы, близкой к окончательной.

Тонкую пленку медно-никель-олово-марганцевого сплава можно также получать с помощью стандартных методов осаждения тонкой пленки, включая, но не ограничиваясь этим, распыление или испарение. Тонкая пленка также может быть получена путем совместного распыления из двух или более элементарных распыляемых мишеней, или комбинации соответствующих двойных или тройных сплавных распыляемых мишеней, или посредством распыления из монолитной, распыляемой мишени, содержащей все четыре элемента, которые необходимо совместить для достижения требуемых пропорций в пленке. Считается, что для разработки и улучшения магнитных свойств и свойств материала пленки может потребоваться специфическая термообработка тонкой пленки.

В некоторых вариантах осуществления сплав в литом состоянии является магнитным. В частности, такие медно-никель-олово-марганцевые сплавы могут содержать от приблизительно 2 мас. % до приблизительно 20 мас. % марганца. Определить будет ли сплав на основе меди магнитным можно путем полуколичественной оценки силы притяжения сплава в присутствии мощного редкоземельного магнита. Альтернативным и более точным с количественной точки зрения является измерение расстояния магнитного притяжения. Также применимы сложные магнитные измерительные системы, такие как вибрационная магнитометрия образца.

Интересно, что магнитные и механические свойства сплава в литом состоянии могут быть изменены с помощью дополнительных стадий обработки. Кроме того, сплавы, которые ранее были магнитными, после некоторых стадий обработки могут становиться немагнитными за счет дополнительных стадий обработки, а затем снова становиться магнитными после дополнительной обработки. Таким образом, магнитное свойство не обязательно присуще самому сплаву на основе меди, на него влияет осуществляемая обработка. В результате можно получить магнитные сплавы с требуемыми комбинациями магнитных и прочностных свойств, таких как относительная магнитная проницаемость, электропроводность и твердость (например, твердость по Роквеллу B

или C). Таким образом, индивидуальный магнитный отклик может быть адаптирован на основе различных комбинаций гомогенизации, отжига на твердый раствор, состаривания, горячей обработки, холодной обработки, экструзии и горячей высадки. Кроме того, такие сплавы должны иметь относительно низкий модуль упругости порядка от приблизительно 15×10^6 фунт-силы на кв. дюйм до приблизительно 25×10^6 фунт-силы на кв. дюйм. Таким образом, хорошие пружинные характеристики могут быть достигнуты за счет обеспечения высоких значений упругих деформаций порядка, на 50% превышающего ожидаемый от сплавов на основе железа или сплавов на основе никеля.

Гомогенизация включает нагрев сплава для создания гомогенной структуры в сплаве для снижения химической или металлургической сегрегации, которая может возникать как естественный результат затвердевания. Диффузия элементов сплава происходит до тех пор, пока они не будут равномерно распределены по всему сплаву. Это происходит при температуре, которая обычно составляет от 80% до 95% от температуры солидуса сплава. Гомогенизация улучшает пластичность, повышает однородность и уровень механических свойств и уменьшает анизотропию в сплаве.

Отжиг на твердый раствор включает нагрев упрочняемого осаждением сплава до достаточно высокой температуры для превращения микроструктуры в единую фазу. Быстрое охлаждение до комнатной температуры оставляет сплав в перенасыщенном состоянии, что делает сплав мягким и вязким, помогает регулировать размер зерна и подготавливает сплав к состариванию. Последующий нагрев пересыщенного твердого раствора позволяет осадить упрочняющую фазу и приводит к упрочнению сплава.

Упрочнение состариванием представляет собой метод термообработки, который осуществляет упорядочивание и образование мелких частиц (т.е. выделения) примесной фазы, которая препятствует движению свободных узлов в кристаллической решетке. Это приводит к упрочнению сплава.

Горячая обработка металла представляет собой процесс формования металла, в котором сплав пропускают через валки, штампы или куют для уменьшения сечения сплава и получения желаемой формы и размера при температуре, обычно превышающей температуру перекристаллизации сплава. Это в целом снижает анизотропию механических свойств и создает новую равноосную микроструктуру, особенно после отжига на твердый раствор. Степень осуществляемой горячей обработки выражается с точки зрения % уменьшения толщины или % уменьшения площади, и упоминается в настоящем описании просто как «% обжатия».

Холодная обработка представляет собой процесс формования металла, обычно осуществляемый при температуре близкой к комнатной, в котором сплав пропускают через валки, штампы или в ином случае обрабатывают холодным способом для уменьшения сечения сплава и для обеспечения равномерности размеров сечения. Это увеличивает прочность сплава. Степень осуществляемой холодной обработки выражается с точки зрения % уменьшения толщины или % уменьшения площади, и упоминается в настоящем описании просто как «% обжатия».

Экструзия представляет собой процесс горячей обработки, при котором сплав определенного поперечного сечения пропускают через штамп с меньшим поперечным сечением. Это может привести к образованию удлиненной зернистой структуры в направлении экструзии в зависимости от температуры. Отношение конечной площади поперечного сечения к исходной площади поперечного сечения может использоваться для указания степени деформации.

Горячая высадка или штамповка-высадка представляет собой процесс, при котором

толщина заготовки сжимается путем приложения тепла и давления, что увеличивает ее поперечное сечение или иным образом изменяет ее форму. Этот процесс пластически деформирует сплав и обычно осуществляется при температуре выше температуры перекристаллизации. Этот процесс улучшает механические свойства, улучшает пластичность, дополнительно гомогенизирует сплав и измельчает крупные зерна. Процентное уменьшение толщины используется для указания степени осуществляемой горячей высадки или штамповки-высадки.

После некоторых термических обработок сплав должен быть охлажден до комнатной температуры. Это можно сделать путем закаливания в воде, в масле, в синтетической среде, охлаждения воздухом или охлаждения печью. Выбор среды для закаливания позволяет контролировать скорость охлаждения.

В первом наборе дополнительных стадий обработки после отливки сплав гомогенизируют в течение периода времени от приблизительно 4 часов до приблизительно 16 часов при температуре от приблизительно 1400°F до приблизительно 1700°F, а затем закаливают водой или охлаждают воздухом. Этот набор стадий обычно сохраняет магнетизм в сплавах с содержанием марганца по меньшей мере 5 мас. %, уменьшает относительную магнитную проницаемость, может увеличивать электропроводность и может изменять твердость в любом нужном направлении. Сплавы с более низким содержанием марганца обычно становятся немагнитными при использовании этого набора дополнительных стадий обработки.

Хотя в некоторых сплавах первый набор дополнительных стадий обработки устраняет магнетизм, его можно восстановить при вторичной гомогенизации в течение периода времени от приблизительно 8 часов до приблизительно 12 часов при температуре от приблизительно 1500°F до приблизительно 1600°F, а затем закаливанию водой.

Магнетизм можно также сохранить, если после гомогенизации в течение периода времени от приблизительно 4 часов до приблизительно 16 часов при температуре от приблизительно 1400°F до приблизительно 1700°F подвергнуть сплав горячей высадке до от приблизительно 40% до приблизительно 60% обжатия, а затем закалить водой.

Во втором наборе дополнительных стадий обработки после отливки сплав гомогенизируют в течение периода времени от приблизительно 5 часов до приблизительно 7 часов при температуре от приблизительно 1500°F до приблизительно 1700°F, а затем охлаждают воздухом. Этот набор стадий может привести к сохранению магнетизма в сплавах, содержание марганца в которых составляет по меньшей мере 5 мас. %, в частности от приблизительно 10 мас. % до приблизительно 12 мас. %.

Интересно, что магнетизм некоторых медных сплавов, которые оказываются немагнитными после стадии гомогенизации второго набора дополнительных стадий, может быть восстановлен путем последующего отжига гомогенизированного сплава на твердый раствор в течение периода времени от приблизительно 1 часа до приблизительно 3 часов при температуре от приблизительно 1400°F до приблизительно 1600°F и затем закаливания водой; состаривания отожженного сплава в течение периода времени от приблизительно 2 часов до приблизительно 4 часов при температуре от приблизительно 750°F до приблизительно 1200°F, а затем охлаждения воздухом. Опять же, эта обработка может уменьшить относительную магнитную проницаемость, увеличить электропроводность и изменить твердость в любом нужном направлении. В конкретных вариантах осуществления электропроводность увеличивается до приблизительно 4% IACS (процент от электропроводности в соответствии с международным стандартном на отожженную медь).

В третьем наборе дополнительных стадий обработки после отливки сплав гомогенизируют в течение периода времени от приблизительно 5 часов до приблизительно 7 часов при первой температуре от приблизительно 1500°F до приблизительно 1700°F, а затем охлаждают воздухом. Затем сплав нагревают в течение периода времени от приблизительно 1 часа до приблизительно 3 часов при температуре от приблизительно 1400°F до приблизительно 1600°F (что обычно ниже температуры гомогенизации), а затем прокатывают в горячем состоянии в первый раз. Если необходимо, сплав повторно нагревают в течение периода времени от приблизительно 5 минут до приблизительно 60 минут или более в зависимости от размера сечения при температуре от приблизительно 1400°F до приблизительно 1600°F, а затем прокатывают в горячем состоянии второй раз для достижения общего обжатия от приблизительно 65% до приблизительно 70%. Наконец, сплав отжигают на твердый раствор в течение периода времени от приблизительно 4 часов до приблизительно 6 часов при температуре от приблизительно 1400°F до приблизительно 1600°F; и затем охлаждают либо путем охлаждения печью, либо путем закаливания водой. Этот набор стадий может сохранять магнетизм в сплавах с содержанием марганца по меньшей мере 5 мас. %, а также с содержанием марганца от приблизительно 4 мас. % до приблизительно 6 мас. %.

После гомогенизации, горячей прокатки и отжига на твердый раствор, описанных в третьем наборе дополнительных стадий обработки, сплав может также быть состарен в течение периода времени от приблизительно 1 часа до приблизительно 24 часов при температуре от приблизительно 750°F до приблизительно 850°F, а затем охлажден воздухом, и при этом оставаться магнитным.

В четвертом наборе дополнительных стадий обработки после отливки сплав гомогенизируют в течение периода времени от приблизительно 4 часов до приблизительно 22 часов при температуре от приблизительно 1200°F до приблизительно 1700°F. Затем сплав нагревают в течение периода времени от приблизительно 1 часа до приблизительно 3 часов при температуре от приблизительно 1400°F до приблизительно 1600°F и затем подвергают горячей прокатке для достижения обжатия от приблизительно 65% до приблизительно 70%. Затем сплав отжигают на твердый раствор в течение периода времени от приблизительно 1 часа до приблизительно 3 часов при температуре от приблизительно 1200°F до приблизительно 1600°F, а затем закаливают водой. Медно-никель-олово-марганцевые сплавы, имеющие содержание марганца по меньшей мере 5 мас. %, также могут сохранять свой магнетизм после этого четвертого набора стадий обработки, особенно сплавы с содержанием марганца от приблизительно 7 мас. % до приблизительно 21 мас. % или сплавы с содержанием никеля от приблизительно 8 мас. % до приблизительно 12 мас. % и содержанием олова от приблизительно 5 мас. % до приблизительно 7 мас. %.

После гомогенизации, горячей прокатки и отжига на твердый раствор, описанных в четвертом наборе дополнительных стадий обработки, сплав может также быть состарен в течение периода времени от приблизительно 2 часов до приблизительно 4 часов при температуре от приблизительно 750°F до приблизительно 1200°F, а затем охлажден воздухом, и сохранить магнетизм. Указанная стадия состаривания также может повторно активировать магнетизм некоторых сплавов, которые стали немагнитными после стадий гомогенизации, горячей прокатки и отжига на твердый раствор. Комбинацию четвертого набора дополнительных стадий обработки с дополнительной стадией состаривания можно рассматривать как пятый набор дополнительных стадий обработки.

Альтернативно, после гомогенизации, горячей прокатки и отжига на твердый раствор,

описанных в четвертом наборе дополнительных стадий обработки, сплав можно также подвергнуть холодной прокатке для достижения обжатия от приблизительно 20% до приблизительно 40%, что повторно активирует магнетизм. Комбинацию четвертого набора дополнительных стадий обработки с указанной дополнительной стадией холодной прокатки можно рассматривать как шестой набор дополнительных стадий обработки.

Кроме того, после гомогенизации, горячей прокатки, отжига на твердый раствор и холодной прокатки, описанных в шестом наборе дополнительных стадий обработки, сплав можно затем состаривать в течение периода времени от приблизительно 2 часов до приблизительно 4 часов при температуре от приблизительно 750°F до приблизительно 1200°F, а затем охлаждать воздухом, снова активируя магнетизм. Комбинацию шестого набора дополнительных стадий обработки с дополнительной стадией состаривания можно рассматривать как седьмой набор дополнительных стадий обработки.

В восьмом наборе дополнительных стадий обработки после отливки сплав гомогенизируют в течение периода времени от приблизительно 5 часов до приблизительно 7 часов, или от приблизительно 9 часов до 11 часов, или от приблизительно 18 часов до приблизительно 22 часов при первой температуре от приблизительно 1200°F до приблизительно 1700°F, а затем охлаждают воздухом. Затем сплав нагревают в течение второго периода времени приблизительно 4 часа или дольше, в том числе приблизительно 6 часов или дольше, при температуре от приблизительно 1200°F до приблизительно 1600°F. Затем сплав экструдируют для достижения обжатия от приблизительно 66% до приблизительно 90%. Медно-никель-олово-марганцевые сплавы, имеющие содержание марганца по меньшей мере 7 мас. %, также могут сохранять свой магнетизм после этого восьмого набора стадий обработки, особенно сплавы с содержанием марганца от приблизительно 10 мас. %. до приблизительно 12 мас. %.

После стадий гомогенизации и экструзии, описанных в восьмом наборе дополнительных стадий обработки, сплав также может быть подвергнут отжигу на твердый раствор в течение периода времени от приблизительно 1 часа до приблизительно 3 часов при температуре от приблизительно 1200°F до приблизительно 1700°F, а затем закаливанию водой. Медно-никель-олово-марганцевые сплавы, имеющие содержание марганца по меньшей мере 7 мас. %, также могут сохранять свой магнетизм после этого девятого набора стадий обработки, особенно сплавы с содержанием марганца от приблизительно 10 мас. %. до приблизительно 12 мас. %. Эта стадия отжига на твердый раствор может также повторно активировать магнетизм некоторых немагнитных сплавов после стадий гомогенизации и экструзии. Комбинацию восьмого набора дополнительных стадий обработки со стадией отжига на твердый раствор можно рассматривать как девятый набор дополнительных стадий обработки.

В десятом наборе стадий обработки после того, как сплав экструдируют в соответствии с восьмым набором стадий обработки, сплав подвергают отжигу на твердый раствор в течение периода времени от приблизительно 1 часа до приблизительно 3 часов при температуре от приблизительно 1200°F до приблизительно 1700°F. Затем сплав необязательно может быть подвергнут холодной обработке для достижения обжатия от приблизительно 20% до приблизительного %. Затем сплав состаривают в течение периода времени от приблизительно 1 часа до приблизительно 4 часов при температуре от приблизительно 600°F до приблизительно 1200°F. В более конкретных вариантах осуществления состаривание проводят при температурах от приблизительно 700°F до приблизительно 1100°F или от приблизительно 800°F до приблизительно 950°F,

а затем охлаждают воздухом.

Сплав может быть также подвергнут термообработке в магнитном поле для изменения его свойств. Сплав подвергают воздействию магнитного поля, а затем нагревают (например, в печи, инфракрасной лампой или лазером). Это может привести к изменению магнитных свойств сплава и может рассматриваться как одиннадцатый набор дополнительных стадий обработки.

Полученные в результате магнитные медно-никель-олово-марганцевые сплавы могут, таким образом, иметь разные комбинации значений для различных свойств. Магнитный сплав может иметь относительную магнитную проницаемость (μ_r) по меньшей мере 1,100, или по меньшей мере 1,500, или по меньшей мере 1,900. Магнитный сплав может иметь твердость по Роквеллу B (HRB) по меньшей мере 60, по меньшей мере 70, или по меньшей мере 80, или по меньшей мере 90. Магнитный сплав может иметь твердость по Роквеллу C (HRC) по меньшей мере 25, по меньшей мере 30 или по меньшей мере 35. Магнитный сплав может иметь максимальный магнитный момент при насыщении (m_s) от приблизительно 0,4 эме до приблизительно 1,5 эме. Магнитный сплав может иметь остаточный магнитный момент или остаточный магнетизм (m_r) от приблизительно 0,1 эме до приблизительно 0,6 эме. Магнитный сплав может иметь распределение перемагничивающего поля ($\Delta H/Hc$) от приблизительно 0,3 до приблизительно 1,0. Магнитный сплав может иметь коэрцитивность от приблизительно 45 эрстед до приблизительно 210 эрстед, или по меньшей мере 100 эрстед, или меньше 100 эрстед. Магнитный сплав может иметь прямоугольность, которая рассчитывается как m_r/m_s от приблизительно 0,1 до приблизительно 0,5. Магнитный сплав может иметь удельную намагниченность (m_s/масса) от приблизительно 4,5 эме/г до приблизительно 9,5 эме/г. Магнитный сплав может иметь электропроводность (% IACS) от приблизительно 1,5% до приблизительно 15% или от приблизительно 5% до приблизительно 15%. Магнитный сплав может иметь предел текучести при остаточной деформации 0,2% от приблизительно 20 тыс.фунт/кв. дюйм до 140 тыс. фунт/кв. дюйм, в том числе от приблизительно 80 тыс. фунт/кв. дюйм до приблизительно 140 тыс. фунт/кв. дюйм. Магнитный сплав может иметь предел прочности при растяжении от 60 тыс. фунт/кв. дюйм до 150 тыс. фунт/кв. дюйм, в том числе от приблизительно 80 тыс. фунт/кв. дюйм до приблизительно 150 тыс. фунт/кв. дюйм. Магнитный сплав может иметь относительное удлинение от приблизительно 4% до приблизительно 70%. Магнитный сплав может иметь ударную вязкость CVN по меньшей мере от 2 фут-фунтов до более 100 фут-фунтов при измерении в соответствии с ASTM E23, с проведением испытания образца с V-образным надрезом на ударную вязкость по Шарпи при комнатной температуре. Магнитный сплав может иметь плотность от приблизительно 8 г/см^3 до приблизительно 9 г/см^3. Магнитный сплав может иметь модуль упругости от приблизительно 16 млн. до приблизительно 21 млн. фунт/кв. дюйм (доверительный интервал 95%). Рассматриваются различные комбинации этих свойств.

В конкретных вариантах осуществления магнитный сплав может иметь относительную магнитную проницаемость (μ_r) по меньшей мере 1,100 и твердость по Роквеллу B (HRB) по меньшей мере 60.

В других вариантах осуществления магнитный сплав может иметь относительную магнитную проницаемость (μr) по меньшей мере 1,100 и твердость по Роквеллу C (HRC) по меньшей мере 25.

В некоторых вариантах осуществления медно-никель-олово-марганцевые сплавы

могут также содержать кобальт. При наличии кобальта сплав может содержать от приблизительно 1 мас. % до приблизительно 15 мас. % кобальта.

Магнитные медно-никель-олово-марганцевые сплавы могут быть сформованы в первичные изделия, такие как лента, стержень, трубка, проволока, болванка, пластина, профили или готовые изделия, такие как различные пружины. В частности, считается, что магнитной пружине потребуется гораздо меньше силы для перемещения и она будет обладать высоким значением упругой деформации. Другие изделия могут быть выбраны из группы, состоящей из втулки, корпуса прибора, соединителя, центратора, крепления, бурильной трубы, пресс-формы для пластических форм, сварочного рукава, электрода и сертифицированного слитка.

Желательно, чтобы в магнитных сплавах по настоящему изобретению был соблюден баланс механической прочности, вязкости и магнитного поведения. Магнитные свойства, такие как расстояние магнитного притяжения, коэрцитивность, остаточный магнетизм, максимальный магнитный момент при насыщении, магнитная проницаемость и гистерезисное поведение, а также механические свойства могут быть отрегулированы для достижения желаемых комбинаций.

Считается, что магнитные медные сплавы настоящего изобретения находятся в домене, в котором магнетизм сплава будет варьироваться в зависимости от термической обработки и композиции сплава. В частности, в микроструктуре некоторых сплавов были обнаружены интерметаллические выделения. Таким образом, сплавы настоящего изобретения могут рассматриваться как содержащие дискретные дисперсные фазы внутри медной матрицы. Без ограничения теорией, в качестве альтернативы, сплавы могут быть описаны как интерметаллические соединения Ni-Mn-Sn, диспергированные в преимущественно медной матрице, которая также может содержать никель и марганец.

На Фиг. 53-56C, описанных ниже, показаны различные увеличенные изображения сплавов Cu-Ni-Sn-Mn по настоящему изобретению. На этих изображениях в зернах видны игольчатые интерметаллические выделения. Как показано на Фиг. 60A-60F, выделения появляются в виде трех наборов линий, ориентированных под углом приблизительно 60° друг к другу. На этих фигурах пунктирные линии служат для указания направлений ориентирования выделений. В некоторых вариантах осуществления выделения имеют соотношение сторон от 4:1 до 20:1 при наблюдении перпендикулярно продольной оси. В других вариантах осуществления выделения имеют соотношение сторон от 1:1 до 4:1 при наблюдении в поперечном сечении.

Для этих магнитных медных сплавов существует несколько потенциальных применений. В этой связи они обладают нормальными свойствами медных сплавов, такими как устойчивость к коррозии, электропроводность и антимикробные свойства, а также являются магнитными. Такие применения могут включать магнитную фильтрацию соленой воды; низкоуровневый электрический нагрев воды; части и компоненты для индустрии аквакультуры; защитные нити для платежных средств; магнитные умягчители воды; медицинские устройства или хирургические инструменты, электрокаутерное оборудование, устройства или инструменты позиционирования; океанографические устройства, такие как буи, поплавки, рамы, сани, кабели, крепежи или низкотемпературные нагревательные одеяла; пигменты, покрытия, пленки или фольга для целей поглощения электромагнитного излучения. Кроме того, другие комбинации характеристик свойств благоприятствуют таким применениям как плакированные, инкрустированные и связанные ленты и провода; устройства для ограничения и контроля температуры; магнитные датчики, магнитные сенсорные мишени и магнитные переключающие устройства; микроэлектромеханические системы

(MEMS), полупроводники и электронные устройства для переноса спинов; магнитные провода для трансформаторов и других электронных устройств; экранирующие материалы, создающие электромагнитные/радиочастотные помехи (EMF/RFI), телекоммуникационные устройства, которым требуется электромагнитное экранирование; тонкопленочные покрытия; композитные/гибридные системы, которым требуется магнитная сигнатура; и электромагнитные экраны и термомагнитные устройства охлаждения для охлаждения или нагрева.

Следующие примеры приведены для иллюстрации сплавов, способов, изделий и свойств настоящего изобретения. Примеры являются лишь иллюстративными и не предназначены для ограничения изобретения с точки зрения материалов, условий или параметров процессов, изложенных в них.

ПРИМЕРЫ

ПЕРВАЯ ГРУППА ПРИМЕРОВ

Были испытаны восемь композиций с маркировкой A-H. В таблице A ниже перечислены составы этих восьми композиций. В более поздних тестах была испытана девятая композиция J и она также приведена а данном документе для краткости. Композиция H представляет собой коммерчески доступный сплав (ToughMet® 3 или «T3»), композиция J также является коммерчески доступной (ToughMet® 2 или «T2»), обе из Materion Corporation, Mayfield Heights, Ohio, USA.

Таблица A

Композиция	Ni (мас.%)	Sn (мас.%)	Mn (мас.%)	Cu (мас.%)
A	15	8	11	66
B	15	8	5	72
C	15	8	2	75
D	11	6	20	63
E	9	6	5	80
F	9	6	20	65
G	9	6	8	77
H (T3)	15	8	0	77
J (T2)	9	6	0	85

Полномасштабные плавки материала (свыше 5000 фунтов) непрерывно лились как отливки с номинальным диаметром 8 дюймов.

На Фиг. 9 представлены данные о том, являются ли эти восемь композиций магнитными (a) в литом виде; (b) после одной стадии гомогенизации при температуре от 1450°F до 1630°F в течение от 6 часов до 14 часов; (c) после второй стадии гомогенизации; и (г) после гомогенизации и горячей высадки. «WQ» означает закаливание водой, а «HU» означает горячую высадку до приблизительно 50% обжатия. Определение того, показывала ли композиция магнитные тенденции, осуществляли путем оценки силы притяжения образца в присутствии мощного редкоземельного магнита. Как видно из таблицы, некоторые сплавы, которые были магнитными в «литом» виде, могли быть «дезактивированы».

На Фиг. 1 представлено протравленное поперечное сечение при 50-кратном увеличении композиции A после гомогенизации при 1580°F в течение 6 часов и закаливания в воде.

На Фиг. 2 представлено протравленное поперечное сечение при 50-кратном увеличении композиции B после гомогенизации при 1580°F в течение 6 часов и закаливания в воде.

На Фиг. 3 представлено протравленное поперечное сечение при 50-кратном увеличении композиции C после гомогенизации при 1580°F в течение 6 часов и закаливания в воде.

На Фиг. 4 представлено протравленное поперечное сечение при 50-кратном увеличении композиции D после гомогенизации при 1580°F в течение 6 часов и закаливания в воде. Плавление присутствует.

На Фиг. 5 представлено протравленное поперечное сечение при 50-кратном увеличении композиции E после гомогенизации при 1580°F в течение 6 часов и закаливания в воде.

На Фиг. 6 представлено протравленное поперечное сечение при 50-кратном увеличении композиции F после гомогенизации при 1580°F в течение 6 часов и закаливания в воде. Плавление присутствует.

На Фиг. 7 представлено протравленное поперечное сечение при 50-кратном увеличении композиции G после гомогенизации при 1580°F в течение 6 часов и закаливания в воде.

На Фиг. 8 представлено протравленное поперечное сечение при 50-кратном увеличении композиции H после гомогенизации при температуре 1580°F в течение 6 часов и закаливания в воде.

На Фиг. 10 приведены данные о том, являются ли эти восемь композиций магнитными после одной стадии гомогенизации при температуре от 1375°F до 1580° F в течение 6 часов (как указано сплавом). Затем гомогенизированный сплав отжигали на твердый раствор, как указано. Затем отожженный сплав подвергали состариванию при температуре от 600°F до 1100°F в течение 3 часов. «AC» означает охлаждение воздухом. Как видно из таблицы, при температуре состаривания приблизительно 750°F наблюдался магнитный переход, когда сплавы были «активированы» или снова стали магнитными.

На Фиг. 11 приведены данные о том, являются ли указанные композиции магнитными после гомогенизации и двух стадий горячей прокатки, как указано. В этом отношении горячая прокатка не была выполнена за одну стадию, и, таким образом, материал должен был повторно нагреваться для горячей прокатки до нужной толщины. Затем эти сплавы, подвергнутые гомогенизации и горячей прокатке, отжигали на твердый раствор при 1525°F в течение 5 часов и затем охлаждали, используя охлаждение печью или закаливание в воде, как указано. Затем отожженные на твердый раствор и закаленные в воде сплавы состаривали при 800°F в течение от 1 часа до 24 часов. «Fce cool» означает охлаждение печью. Композиции A, D и F не были протестированы. Это говорит о том, что температура магнитного перехода может быть достигнута путем изменения времени, температуры, композиции или их комбинаций.

На Фиг. 12, изначально восемь композиций гомогенизировали, затем подвергали горячей прокатке, затем отжигали на твердый раствор в течение различных периодов времени и при разных температурах. Композицию A гомогенизировали при 1540°F в течение 8-10 часов, затем охлаждали воздухом, затем нагревали до 1475°F в течение 2 часов, подвергали горячей прокатке до 67% обжатия, затем отжигали на твердый раствор при 1525°F в течение 2 часов, затем закаливали в воде. Композиции B, C, E и H гомогенизировали при 1580°F в течение 6 часов, затем охлаждали воздухом, затем нагревали до 1500°F в течение 2 часов и подвергали горячей прокатке до 67% обжатия, затем отжигали на твердый раствор при 1525°F в течение 2 часов, затем закаливали в воде. Композиции D, F и G гомогенизировали при 1300°F в течение 20 часов без охлаждения, затем подвергали горячей прокатке до 67% обжатия, затем отжигали на твердый раствор при 1400°F в течение 2 часов, затем закаливали в воде. После этих

обработок композиции, отожженные на твердый раствор, состаривали в течение 3 часов при температуре от 600°F до 1100°F, затем охлаждали воздухом. На Фиг. 12 представлена информация о магнетизме сплавов после такой обработки. Опять же, при температуре состаривания приблизительно 750°F при умеренном содержании марганца наблюдался магнитный переход.

На Фиг. 13 восемь композиций гомогенизировали, подвергали горячей прокатке и отжигали на твердый раствор, как описано на Фиг. 12. После закалки в воде композиции затем подвергали холодной прокатке до 21% обжатия или 37% обжатия. Результаты показали, что холодная прокатка не «активировала» магнитное поведение. Затем композиции, которые были подвергнуты холодной прокатке до 21% обжатия, состаривали при 600-300°F в течение 3 часов, затем охлаждали воздухом. На Фиг. 13 приведена информация о магнетизме сплавов после такой обработки. Опять же, состаривание действительно влияло на магнитные свойства.

На Фиг. 14 композиции, которые были подвергнуты холодной прокатке до 37% обжатия на Фиг. 13, состаривали при температуре от 600°F до 1100°F в течение 3 часов, затем охлаждали воздухом. Аналогичным образом, состаривание влияло на магнитные свойства.

На Фиг. 15, композиции A, B, C, E, G и H гомогенизировали при 1580°F в течение 6 часов, затем охлаждали воздухом, затем нагревали до 1525°F в течение 6 часов минимум и затем экструдировали до 88% обжатия. Композиции D и F гомогенизировали при 1300°F в течение 20 часов, затем охлаждали воздухом и затем экструдировали до 88% обжатия. Композиции D и F также отдельно гомогенизировали при 1430°F в течение 10 часов, затем охлаждали воздухом, затем нагревали до 1300°F в течение 6 часов, а затем экструдировали до 88% обжатия. Композицию J гомогенизировали при 1580°F в течение 4 часов, затем охлаждали воздухом, затем нагревали до 1500°F в течение 6 часов, а затем экструдировали до 88% обжатия. При горячей экструзии осуществляли коммерческую прямую экструзию заготовки диаметром 8 дюймов до стержня диаметром 2-5/8 дюймов для композиций A-H. Для композиции J при горячей экструзии осуществляли коммерческую прямую экструзию заготовки диаметром 6 дюймов до стержня диаметром 2 дюйма (89% обжатие). Экструдированные сплавы затем отжигали на твердый раствор при температуре от 1295°F до 1650°F в течение 2 часов, затем закаливали в воде. Для краткости в таблице показана только половина температур отжига на твердый раствор. На Фиг. 15 приведена информация о магнетизме сплавов после такой обработки. Относительную магнитную проницаемость измеряли с использованием прибора FerroMaster с прямым считыванием, калиброванного и управляемого в соответствии с EN 60404-15. Более высокое значение указывает на легкость намагничивания до максимального значения 1,999. Относительная магнитная проницаемость, превышающая 1,999, выходит за пределы диапазона оборудования. На Фиг. 16-22 перечислены относительные магнитные проницаемости для композиций после стадий обработки, описанных на Фиг. 9-15.

Электропроводность измеряли с использованием вихретокового измерителя проводимости. На Фиг. 23-29 перечислены показания электропроводности (% IACS) для композиций после стадий обработки, описанных на Фиг. 9-15. Отмечено, что на вихревой ток влияет магнетизм, и поэтому эти показания вихретокового измерителя проводимости не вполне точны для более высокомагнитных сплавов/условий и лишь косвенно подтверждают магнитные уровни сплавов.

Твердость композиций также измерялась с использованием методов исследования твердости по Роквеллу B или C.На Фиг. 30-36 перечислены твердости композиций после

стадий обработки, описанных на Фиг. 9-15. Желательно, чтобы сплав имел высокий предел текучести и высокую ударную вязкость в форме кованого продукта.

Модуль упругости

Модуль упругости композиций A-J оценивали с использованием обычных алгоритмов испытаний на растяжение, которые измеряют наклон кривой зависимости деформации от нагрузок в ходе первой части теста. Такая оценка обычно считается полезной и связана с эластичностью тестируемого материала при растяжении и не зависит от термообработки сплавов. Как таковой, диапазон модуля упругости (доверительный интервал 95%) для всех композиций составлял от 16000000 до 21000000 фунт-сил на кв. дюйм. Как правило, более низкие значения модуля, например в этом диапазоне, подходят для пружин для различных применений, таких как разъемы электронных устройств, совместимые платформы, экранирующие компоненты высокого смещения для RFI/EMF корпусов или электронные блоки управления, содержащие устройства, чувствительные к электромагнитным или радиочастотным помехам или которые могут излучать такие помехи. В комбинации с высоким пределом текучести, высокие смещения достижимы при низкой силе и низкой константе пружины для совместимого устройства. Для сравнения, уровень модуля для сталей и никелевых сплавов составляет приблизительно 30000000 фунт-сил на кв. дюйм или приблизительно на 40-90% выше, чем для магнитных медных сплавов по настоящему изобретению. Алюминиевые сплавы обладают значительно более низкими модулями упругости (13000000 фунт-сил на кв. дюйм) и могут не иметь достаточной прочности для обеспечения высокого смещения. Другие металлы и сплавы, например, титан, могут иметь различные модули в зависимости от ориентации из-за анизотропной кристаллической структуры.

Плотность

Плотности композиций A-J оценивали с использованием метода Архимеда, массовых/пространственных методов и других подобных методик, но не используя все время один и тот же метод. Плотность всех композиций в широком диапазоне подвергнутых деформации и термообработанных состояний, составляла от приблизительно 8 г/см^3 до приблизительно 9 г/см^3 (от 0,30 до 0,33 фунт/куб. дюйм).

ВТОРАЯ ГРУППА ПРИМЕРОВ

Образцы композиций A-J испытывали на их максимальное расстояние магнитного притяжения (MAD, измеренное в сантиметрах) после выдерживания при различных температурах. Это было сделано путем измерения расстояния, на котором на мощный редкоземельный магнит оказывало влияние присутствие образца. На Фиг. 37 показано максимальное MAD, полученное для каждой композиции. Следует заметить, что композиции H и J не содержат марганца и, как ожидается, имеют нулевое (0 см) MAD. Кроме того, для сравнения следует отметить, что MAD для образца из 99,99% никеля, который является известным ферромагнитным материалом при комнатной температуре, составляет 9,7 см.

ТРЕТЬЯ ГРУППА ПРИМЕРОВ

Набор стержней подвергали горячей экструзии, затем подвергали различным способам отжига на твердый раствор и состаривания. Измерения магнитных свойств проводили на всех указанных подвергнутых деформации материалах посредством измерения расстояния, на которое первый раз перемещается мощный подвешенный на нити редкоземельный магнит по мере приближения к нему обработанного образца. Это расстояние R («расстояние Ритцлера» в см) также было названо расстоянием магнитного притяжения (MAD).

Исходный сплав медь-никель-олово, Cu-15Ni-8Sn (ToughMet® 3 или «T3»), композиция

H, является немагнитным, и способен при этом к термообработке до предельной прочности при растяжении свыше 140 тыс. фунт/кв. дюйм, сохраняя при этом полезную вязкость по меньшей мере 5%, измеренную посредством удлинения при растяжении. В таблице B приведены результаты максимальной прочности для широкого диапазона сплавов с номинальным массовым соотношением Ni:Sn ~ 1,9:1, которые сравниваются с ToughMet® 3.

Таблица B

Комп.	Ni (мас. %)	Sn (мас. %)	Mn (мас. %)	YS 0,2 % (тыс. фунт/ кв. дюйм)	UTS (тыс. фунт/кв. дюйм)	% Удл.	Твердость (HRC)	R (см)
H	15	8	0	129	148	8	34,7	0,0
C	15	8	2	135	143	4	33,6	0,6
B	15	8	5	125	145	4	31,3	4,5
A	15	8	11	119	145	5,4	28,1	8,0

В таблице B приведены результаты нескольких экспериментов по термообработке и перечислены максимальные предельные прочности при растяжении, полученные при заданной максимальной температуре состаривания. Термообработку проводили после гомогенизации и горячей обработки путем экструзии из 8-дюймовых заготовок в стержни диаметром 2,8 дюйма. Сплавы подвергали отжигу на твердый раствор при различных температурах в течение 2 часов с последующим закаливанием водой. Эти эксперименты позволяли установить минимальную температуру, при которой происходило полное растворение Ni, Sn и Mn, как указывают значения минимального предела текучести при остаточной деформации 0,2% (YS), предельной прочности при растяжении (UTS) и твердости. Указанная обработка отжигом на твердый раствор приводила к равновесной микроструктуре, состоящей из зерен, и лишенной выделений на границах зерен или внутри зерен, как на Фиг. 51A. После стадии отжига на твердый раствор сплавы подвергали обработке повышенной температурой, а затем подвергали испытаниям на растяжение для изучения реакции на термические циклы. Полученные в результате из комбинации указанных обработок состаривания совокупные свойства (отжиг на твердый раствор и обработка повышенной температурой) известны специалистам в данной области как «реакция на состаривание».

Общая тенденция для сплавов заключалась в том, что они реагировали с повышением температуры конечной термообработки, проявляя максимумы или минимумы в зависимости от истории термообработки. В общем случае, если применяется заданный диапазон температур, будет проявляться «максимальная» прочность или, в случае удлинения, минимум, как правило, синхронизированный с максимальной прочностью. Для упрочняемых осаждением сплавов это условие описывается как «максимально состаренное при температуре состаривания _° F в течение _ часов с последующим охлаждением воздухом».

Это условие отражает состояние сплава, в котором распределение наноструктур создает уникальный максимум прочности. Это характерное состояние, которое однозначно оценивает металлургические состояния соответствующих сплавов и может быть достигнуто термодинамически с помощью множества комбинаций температуры (T) и времени (t).

Ссылаясь теперь на таблицу B можно сказать, что сплавы Cu-15Ni-8Sn-xMn (T3) могут достигать минимальной UTS равной 140 тыс.фунт/кв. дюйм в относительно большом диапазоне содержания Mn (0-20 мас. %). Ожидалось, что уменьшение общего содержания Ni и Sn по мере увеличения содержания Mn ухудшит реакцию на

состаривание. Это связано с тем, что по мере уменьшения общего количества Ni и Sn, объем растворенного компонента для образования выделений или других фаз, которые обеспечивают упрочнение, уменьшается. Неожиданно было обнаружено, что увеличение содержания Mn существенно не уменьшало UTS сплава. По-видимому, присутствие Mn вносит «вспомогательный» эффект в UTS.

Это хорошо иллюстрирует сочетание механических и магнитных свойств сплавов, описанных в данном документе. Величина магнитного поля сплава увеличивается с увеличением содержания Mn, демонстрируя R-расстояние от 0 до 11 см, оцененное с помощью измерительной системы Ритцлера, которая, опять же, предназначена для того, чтобы показать, на каком расстоянии редкоземельный магнит перестает/начинает влиять на притяжение сплава. Это также называют расстоянием магнитного притяжения (MAD). Сделан вывод о том, что присутствие Mn в сплаве влияет на магнитный характер сплава при сохранении высокого значения предела текучести и предельной прочности при растяжении, несмотря на уменьшение общего содержания Ni и Sn.

Следует обратить внимание на некоторые тенденции для сплавов на основе T3 в таблице B. Предельная прочность при растяжении (UTS) в значительной степени не зависит от содержания Mn до по меньшей мере 11% (вариативность менее чем приблизительно 10 тыс. фунт/кв. дюйм). Предел текучести относительно не зависит от увеличения содержания Mn, но, как представляется, происходит небольшое уменьшение YS в диапазоне выше 11% Mn (приблизительно 10 тыс. фунт/кв. дюйм). Вязкость (как оценено по удлинению в испытании на растяжение) может демонстрировать минимальное значение при от 0 до 11% Mn. Расстояние магнитного притяжения R непрерывно увеличивается приблизительно до 11 см.

В таблице C приведен результат для нескольких сплавов Cu-9Ni-6Sn-xMn (T2) (отношение Ni:Sn ~ 1,5), которые были охарактеризованы как в отношении механических свойств в состоянии максимального состаривания, так и в отношении соответствующей величины магнитного поля. В этих сплавах наблюдалось заметное снижение прочности после максимального состаривания с увеличением содержания Mn. Несмотря на то, что они не полностью охарактеризованы для сплавов Cu-9Ni-6Sn-xMn, кажется, что величины магнитного поля увеличиваются с увеличением содержания Mn аналогично сплавам на основе T3 в таблице B (отношение Ni:Sn ~ 1,9).

Таблица C

Комп.	Ni (мас.%)	Sn (мас.%)	Mn (мас.%)	0,2 % YS (тыс. фунт/ кв. дюйм)	UTS (тыс. фунт/кв. дюйм)	%Удл	Твердость (HRB)	R (см)
J	9	6	0	106	124	6	26,5 HRC (расчетная 107 HRB)	0,0
E	9	6	5	75	112	10	95,7	6,7
G	9	6	8	66	101	8	93,2	5,2
F	9	6	20	62	107	20	96,5	4,6

Следует обратить внимание на некоторые тенденции для сплавов на основе T2 таблицы C. Прочностные свойства заметно уменьшаются при добавлении Mn в состоянии максимального состаривания. Снижение наблюдается для предела текучести приблизительно 40 тыс. фунт/кв. дюйм и предельной прочности при растяжении приблизительно 25 тыс. фунт/кв. дюйм. Магнитный параметр R имеет максимальное

значение при содержании Mn от 0 до 8%. К сожалению, композиция F, 20-%-ный сплав, обеспечивает лишь ограниченное понимание механических и магнитных характеристик при содержании Mn в сплаве больше 8%, и она не была полностью отожжена на твердый раствор до определения реакции на состаривание. Это связано с тем, что сплав был восприимчив к растрескиванию во время закаливания в воде сразу после отжига на твердый раствор при температуре выше 1385°F.

Обращаясь теперь к таблице D, одна композиция с Ni:Sn ~ 1,8 (Cu-11Ni-6Sn-20Mn; композиция D) продемонстрировала очень низкий предел текучести и предельную прочность при растяжении при номинальном максимальном состаривании. Также наблюдалась тенденция у указанной композиции к растрескиванию при отжиге на твердый раствор во время закаливания в воде при температурах отжига более 1385°F. Это аналогично характеристикам композиции F, что может указывать на иной металлургический эффект при высоком содержании Mn.

Таблица D

Комп.	Ni (мас.%)	Sn (мас.%)	Mn (мас.%)	YS 0,2 % (тыс. фунт/кв. дюйм)	UTS (тыс. фунт/кв. дюйм)	% Удл.	Тверд. (HRB)	R (см)
D	11	6	20	56	103	19	94,8	4,5

Марганец оказывает влияние на механические свойства системы Cu-Ni-Sn, где отношение Ni:Sn находится в диапазоне от 1,5 до 1,9. На Фиг. 38A-38E представлены пять графиков, показывающих взаимосвязь содержания марганца в сплавах таблиц B, C и D с различными механическими свойствами. Эти графики показывают механические свойства сплавов Cu-15-Ni-8Sn-xMn (на основе T3) и Cu-9Ni-6Sn-xMn (на основе T2) при максимальном состаривании, зависящие от содержания Mn.

С технической точки зрения важна взаимосвязь между допустимой нагрузкой и магнитными свойствами. На Фиг. 39A показан пример зависимости между расстоянием магнитного притяжения (MAD) и пределом текучести при остаточной деформации 0,2% для отпрессованного выдавливанием (обработанного в горячем состоянии) стержня из композиции A, Cu-15Ni-8Sn-11Mn с использованием отжига на твердый раствор, или при 1475°F, или при 1520°F в течение 2 часов, затем закаливания водой (WQ) с последующим состариванием при постепенном повышении температуры. В этом случае соответствующие процедуры состаривания осуществлялись в диапазоне температур от приблизительно 700°F до приблизительно 1100°F в течение 2 часов с последующим охлаждением воздухом. Температура отжига раствора, по-видимому, не влияет на реакцию на состаривание механических и магнитных свойств.

Максимальное состаривание композиции A происходит при максимальном пределе текучести приблизительно 120 тыс. фунт/кв. дюйм при температуре приблизительно 835°F, Фиг. 39A. Максимальное расстояние магнитного притяжения достигается при температуре приблизительно 850-900°F, что в некоторой степени соответствует температуре перестаривания реакции на термообработку. Таким образом, расстояние магнитного притяжения (MAD) достигает максимального значения при иной температуре, чем температура максимальной прочности. На графике также показано, что при заданном пределе текучести большее расстояние магнитного притяжения, MAD, может быть достигнуто только посредством перестаривания указанных экструдированных, отожженных на твердый раствор и состаренных материалов.

Другие композиции реагируют по-разному, как показано на Фиг. 39B; продемонстрирована взаимосвязь между расстоянием магнитного притяжения (MAD)

и пределом текучести при остаточной деформации 0,2% для четырех сплавов Cu-15Ni-8Sn-xMn, включая композицию A Фиг. 39A. Как можно заметить, система может достигать широкого диапазона комбинаций прочностно-магнитных характеристик. Это открытие показывает, что сплавы, как система, могут быть адаптированы для решения технической проблемы, в которой задействованы структурные и магнитные факторы. То есть, применение, требующее минимальной прочности с достаточным магнитным притяжением, может быть осуществлено с использованием широкого диапазона комбинированных вариантов композиций сплавов, а также температур и времени состаривания.

На Фиг. 39C показана зависимость между магнитным притяжением (MAD) и пределом текучести при остаточной деформации 0,2% для четырех сплавов Cu-9Ni-6Sn-xMn. Тенденция для сплавов с более низким соотношением Ni:Sn равным 1,5 с увеличивающимся содержанием Mn аналогична, но за исключением того, что предел текучести заметно уменьшается при увеличении содержания Mn. Расстояние магнитного притяжения может быть адаптировано к высоким значениям, приблизительно таким же, как для сплавов с Ni:Sn равным 1,9.

На Фиг. 39D показана зависимость между расстоянием магнитного притяжения (MAD) и пределом текучести при остаточной деформации 0,2% для сплава Cu-11Ni-6Sn-20Mn, композиция D. Полученные расстояния магнитного притяжения аналогичны расстояниям композиции F.

Сплавы F (Cu-9Ni-6Sn-20Mn) и D (Cu-11Ni-6Sn-20Mn) имеют средние значения для расстояния магнитного притяжения R, но являются сплавами с очень низкой прочностью, как видно из их значений YS и UTS в таблицах C и D. Эти сплавы были недостаточно отожжены на твердый раствор (из-за растрескивания при закаливании водой сразу после отжига на твердый раствор), но в среде с более низкой скоростью закаливания они могут иметь более широкий диапазон комбинаций прочности и магнитного притяжения при состаривании.

На Фиг. 40A-40E подробно описаны реакции на состаривание всех сплавов, рассмотренных выше. На Фиг. 40A представлен график зависимости предела текучести при остаточной деформации 0,2% от температуры состаривания. На Фиг. 40B представлен график зависимости предела прочности при растяжении (UTS) от температуры состаривания. На Фиг. 40C представлен график зависимости относительного удлинения от состаривания. На Фиг. 40D представлен график зависимости твердости (HRC) от температуры состаривания. На Фиг. 40E представлен график зависимости расстояния магнитного притяжения от температуры состаривания. Как правило, механические свойства и магнитные свойства композиций достигали максимального или «пикового» значения в диапазоне температур состаривания, за исключением композиций H и J, которые являются немагнитными, и за исключением % удлинения, для которого было обнаружено минимальное значение.

Вместе эти графики показывают, что условия максимума как для механических свойств, так и для расстояния магнитного притяжения не обязательно совпадают при одной температуре состаривания. Другими словами, расстояние магнитного притяжения может достигать максимума при другой температуре, чем температура максимальной прочности (YS или UTS). Это означает, что сплавы могут быть адаптированы для обеспечения сочетания механических свойств и магнитных свойств. Например, применение, требующее минимальной механической прочности и минимального расстояния магнитного притяжения, может быть получено путем выбора подходящей матрицы сплава и обработки этой матрицы при определенной комбинации температуры/

времени состаривания. Ряд сплавов с уникальными и предсказуемыми комбинациями прочности и магнитной силы может быть создан с помощью способа, в который используется литье с последующей гомогенизацией, горячей обработкой, отжигом на твердый раствор и состариванием при температурах и времени, достаточных для достижения целевой комбинации магнитной прочности и магнитного притяжения.

ЧЕТВЕРТАЯ ГРУППА ПРИМЕРОВ

Исследование микроструктуры

На всех этапах обработки были исследованы микроструктуры для обеспечения того, чтобы каждый процесс выполнял намеченную функцию. Микроструктурные исследования использовали в качестве одного из методов сравнения и противопоставления результатов обработки различных сплавов. Микроструктуры исследовали визуально, а также различными методами, такими как стереомикроскопия, оптическая металлография, конфокальная лазерная сканирующая микроскопия (CLSM), сканирующая электронная микроскопия (SEM) и сканирующая просвечивающая электронная микроскопия (STEM). Кристаллические структуры определяли с помощью рентгеновской дифракции (XRD).

Подготовка образца для стереомикроскопии, оптической металлографии, CLSM, SEM и XRD включала секционирование, затем шлифование и полировку с использованием все более мелкодисперсной среды для создания поверхности зеркального покрытия. Образцы можно исследовать в состоянии сразу после полировки. Для усиления определенных фаз и границ зерен полированные образцы затем травили с использованием нитрата трехвалентного железа, соляной кислоты и водного раствора ($Fe(NO_3)_3$+HCl+H_2O]. Затем образцы можно исследовать в протравленном состоянии. Для STEM была разработана специальная методика подготовки образца с фокусированным ионным пучком (ФИП-обработка) для создания образцов фольги толщиной в ангстремы.

Отжиг на твердый раствор

Отжиг на твердый раствор был разработан для устранения эффектов предыдущих рабочих стадий, он позволяет составляющим перейти в твердый раствор и путем быстрого охлаждения сохранить эти компоненты в растворе. Отжиг на твердый раствор можно сравнить с возвращением металла в состояние «чистого листа», в котором металл может быть обработан любым количеством процессов для достижения желаемых механических свойств, таких как холодная обработка или дополнительные термические обработки.

Все композиции были отожжены на твердый раствор при пяти уникальных температурах, и микроструктуры исследовали с помощью оптической микроскопии. Все отожженные на твердый раствор материалы демонстрировали в значительной степени равноосную, аустенитную микроструктуру, часто содержащую двойники отжига. Никаких выделений не было обнаружено. На Фиг. 51A представлена продольная микрофотография композиции G, которую отжигали на твердый раствор при 1500°F. Указанный конкретный образец показан в протравленном состоянии, и изображение было получено с использованием металлографа с освещением предметного поля при 200-кратном увеличении. На Фиг. 51B показана микроструктура композиции G при 500-кратном увеличении. Эти микроструктуры являются репрезентативными для всех исследованных материалов в отожженном на твердый раствор состоянии, демонстрируя не имеющие резко выраженных особенностей зернистые внутренние части, ограниченные двойниковыми границами или границами зерен.

Затем композицию A, которая была отожжена на твердый раствор при 1520°F,

исследовали с помощью сканирующей просвечивающей электронной микроскопии (STEM) с использованием изображения проходящих электронов (TE). На Фиг. 52 показано изображение проходящих электронов (TE) композиции A при 250000-кратном увеличении. Опять же, никаких выделений не было обнаружено. Однако были отмечены дислокации. Дислокации показывают линейные дефекты в кристаллической структуре. Линейные дефекты известны как краевые дислокации; дефекты в спирали известны как винтовые дислокации; или сочетание линейных и винтовых дефектов известно как смешанные дислокации.

Упрочнение состариванием

Состаривание было разработано для улучшения свойств материала путем умеренно высокой термообработки. Усовершенствования свойств от состаривания часто связаны с осаждением компонента или с изменением фазы.

Все композиции состаривали при четырех-девяти уникальных температурах. Состаренные материалы испытывали на механические свойства, ударную вязкость и твердость, что давало кривые реакции на состаривание для каждого свойства. Эти кривые показаны выше на Фиг. 40A-40E. Три образца каждой композиции были отобраны для исследования микроструктуры на основе трех позиций в кривых состаривания: низкой («недостаренный»), высокой («максимально состаренный») и низкой («перестаренный»).

В недостаренном состоянии экспериментальная композиция C и исходные композиции H и J демонстрировали в значительной степени равноосную, аустенитную микроструктуру, похожую на образцы, отожженные на твердый раствор. От недостаривания до максимального состаривания и до перестаривания микроструктуры композиций H и J развивались от редких перлитных выделений на границах зерен до полностью трансформированных перлитных микроструктур.

Напротив, состаренные экспериментальные композиции A, B, D, E, F и G демонстрировали новый внутригранулярное выделение, представляющее собой три набора линий, ориентированных номинально под углом 60° друг к другу, создавая геометрический рисунок при наблюдении при малых увеличениях, меньше 500-кратного. В зернах, не содержащих двойников, однородный геометрический рисунок наблюдался по всему зерну. Смежные зерна демонстрировали геометрические рисунки при слегка разных ориентациях. Когда присутствовали двойники, геометрический рисунок в двойнике находился в несколько иной ориентации, чем рисунок исходного зерна. В некоторых экспериментальных композициях проявляющееся количество внутригранулярного выделения увеличивалось при переходе от недостаренных до максимально состаренных и до перестаренных состояний.

Пример состаренной микроструктуры показан на Фиг. 53. На этом рисунке показана композиция F, которая достигла максимума состаривания при 910°F, в протравленном состоянии. Изображение было сделано при 500-кратном увеличении с использованием металлографа с освещением предметного поля. Геометрический рисунок внутригранулярного выделения проявляется как близко расположенные темные линии. Эта микроструктура является типичной для состаренных экспериментальных композиций A, B, D, E, F и G.

Конфокальная лазерная сканирующая микроскопия (CLSM) может улучшить топографические характеристики благодаря трехмерным поточечным лазерным сканированиям, которые реконструируются с помощью компьютера в одно изображение. Чтобы лучше визуализировать геометрический рисунок новой фазы, выборочные образцы экспериментальных композиций A, F и G были исследованы с

использованием CLSM.

На Фиг. 54A показано изображение CLSM композиции F, максимально состаренной при температуре 910°F, в 500-кратном увеличении. На Фиг. 54B показано CLSM-изображение композиции F, максимально состаренной при температуре 910°F, в 1500-кратном увеличении. При большем увеличении то, что раньше казалось линиями, теперь кажется крошечными игольчатыми выделениями, ориентированными в геометрическом рисунке.

На Фиг. 54C представлено изображение CLSM композиции A, максимально состаренной при температуре 835°F, в 500-кратном увеличении. На фиг.54D представлено CLSM-изображение композиции A, максимально состаренной при 835°F, в 1500-кратном увеличении. Появление крошечных игольчатых выделений, ориентированных в геометрическом рисунке, аналогично композиции F.

На Фиг. 54E представлено CLSM-изображение композиции F, перестаренной при температуре 1100°F, в 500-кратном увеличении. На Фиг. 54F представлено CLSM-изображение композиции F, перестаренной при температуре 1100°F, в 1500-кратном увеличении. Игольчатая природа геометрического рисунка выделения новой фазы особенно характерна в данном случае.

Сканирующую электронную микроскопию (SEM) использовали для исследования протравленных состаренных образцов экспериментальных композиций A и F и исходной композиции H. На Фиг. 55A представлено SEM-изображение композиции A, перестаренной при температуре 1000°F, в 1500-кратном увеличении. Геометрический рисунок выделения очевиден. На Фиг. 55B представлено SEM-изображение композиции F, перестаренной при температуре 1000°F, при 10000-кратном увеличении. Явно виден игольчатый (в форме игл) характер выделения внутри зерен. Выделения неправильной формы и отдельные перлитные колонии были отмечены вдоль границ зерен в некоторых состаренных образцах.

На Фиг. 55C представлено SEM-изображение композиции F, перестаренной при температуре 1100°F, в 3000-кратном увеличении. На Фиг. 55D представлено SEM-изображение композиции F, перестаренной при температуре 1100°F, в 10000-кратном увеличении. Виден такой же геометрический паттерн. Также на Фиг. 55C наблюдается двойниковая граница в более мелком зерне вдоль правой границы зерна. Игольчатая природа выделения снова видима. На Фиг. 55D светлоокрашенная игольчатая фаза явно выступает из темной протравленной подложки. Опять же, вдоль границ зерен видимы выделения неправильной формы.

Выше были сделаны ссылки для «геометрического рисунка». На Фиг. 60A-60F линии были нарисованы поверх изображений, ранее показанных на Фиг. 53, 54A-54F, 55A и 55C, чтобы проиллюстрировать/подтвердить номинальное 60° отношение между тремя наборами линий на геометрическом рисунке.

Затем, образец экспериментальной композиции A, слегка перестаренный при температуре 910°F, был выбран для исследования с помощью сканирующей просвечивающей электронной микроскопии (STEM). Образец фольги исследовали с использованием проходящих электронов (TE) и Z-контраста (ZC или контраста атомного номера) при 1800000-кратном увеличении. На Фиг. 55A показано ZC-изображение с 20000-кратным увеличением композиции A. Выделения очень похожи на SEM-изображения, показанные на Фиг. 55A и Фиг. 55B, однако, игольчатая природа выделений лучше визуализируется с помощью STEM. Более светлый цвет выделений в ZC-изображении указывает на то, что они содержат элемент (или элементы) с более высоким атомным номером, чем подложка.

На Фиг. 56B представлено ZC-изображение композиции A в 50000-кратном увеличении. На Фиг. 56C представлено 50000-кратное увеличение, с тем отличием, что использовано TE-изображение. Из-за тонкостенной (толщиной в Ангстремы) природы образца фольги электроны с высокой энергией могут проходить через фольгу, что дает TE-изображение, аналогичное рентгенограмме (рентгеновское изображение). Видно, что серии из шести выделений на Фиг. 56C (обведены рамкой) ориентированы по оси, практически указывающей в сторону наблюдателя (концом). Эта перспектива предполагает, что выделения имеют форму сплющенных стержней.

Кристаллическая структура, определенная с помощью рентгеновской дифракции (XRD)

Далее, были взяты образцы для XRD-тестирования из экструдированных стержней. Были взяты радиальные и поперечные образцы с центром в среднем радиусе стержней. Один набор образцов был только отожжен на твердый раствор, в то время как второй набор образцов был отожжен на твердый раствор, а затем состарен. Для определения кристаллографических структур (атомного расположения) и параметров решетки (межатомных расстояний) этих образцов использовали рентгеновскую дифрактометрию (XRD). Образцы указаны в таблице E ниже. Следует еще раз обратить внимание, что в композиции H нет марганца.

Таблица E

Идентификатор	Композиция	Источник	Расстояние магнитного притяжения (см)	Температура отжига на твердый раствор (°F)	Температура состаривания (°F)
14	A	Стержень	1,7	1520	-
6	A	Стержень	11,3	1475	910
15	E	Стержень	1,0	1400	-
7	E	Стержень	9,5	1400	910
17	H	Стержень	0,0	1475	-
16	H	Стержень	0,0	1475	715

На Фиг. 57 продемонстрировано сравнение образцов 14 и 6 (то есть композиция A). «R» обозначает радиальный образец, а «T» обозначает поперечный образец. Рентгеновские спектры показали, что композиция A имеет гранецентрированную кубическую (FCC) структуру с параметром решетки 3,6 ангстрема (Å) в отожженном на твердый раствор состоянии (см. слева). Однако при состаривании наблюдалась новая фаза FCC с параметром решетки 6,1 Å, содержащим 14-15% структуры по массе. Состаренный образец (образец 6) имеет максимумы, указывающие на новую фазу, обозначенную стрелками на Фиг. 57. Позиции максимумов новой фазы смещены от исходной фазы, но кристаллографические плоскости одинаковы, что указывает на то, что различаются только параметры решетки.

На Фиг. 58 продемонстрировано сравнение образцов 15 и 7 (т.е. композиция E). Композиция E также имела FCC структуру с параметром решетки приблизительно 3,6 Å в отожженном на твердый раствор состоянии (см. слева). При состаривании композиции E была обнаружена новая FCC фаза с параметром решетки приблизительно 3,0 Å, составляющая 10-11% структуры по массе. Состаренный образец (образец 7) имеет максимумы, указывающие на новую фазу, обозначенную стрелками на Фиг. 58.

Наконец, на Фиг. 59 сравниваются образцы 17 и 16. Композиция H демонстрировала гранецентрированную кубическую (FCC) кристаллическую структуру с параметром решетки приблизительно 3,6 ангстрема (Å) как в отожженном на твердый раствор

состоянии, так и в состаренном состоянии. Другими словами, после состаривания новая фаза не обнаружена. В парах спектров, показанных на Фиг. 57-59, фазы, параметры решетки и фазовые проценты были соотносимы при сравнении образцов ориентации R и T. Новая фаза, идентифицированная с помощью XRD в состаренных композициях A и E, относится к игольчатым выделениям в геометрическом рисунке, идентифицированном с помощью оптической микроскопии, CLSM, SEM и STEM.

Расстояние магнитного притяжения (MAD)

MAD композиций H, A и E измеряли в экструдированном, отожженном на твердый раствор и в состаренном состояниях. Композиция H представляет собой немагнитный сплав (всегда MAD 0 см), способный к состариванию путем спинодального упрочнения. На Фиг. 41A показано расстояние магнитного притяжения (MAD) композиции A в экструдированном, отожженном на твердый раствор и состаренном состояниях. Отмечено, что значения MAD резко возрастают от отожженного на твердый раствор до состаренного состояний. Композиция A представляет собой сплав с 11% Mn, который в некоторой степени является магнитным (MAD от 1,7 до 5,7 см) и имеет низкие YS, UTS и твердость в отожженном на твердый раствор состоянии, и является более магнитным (значения MAD от 3,2 до 11,3 см) и обладает повышенными YS, UTS и твердостью в состаренном состоянии. На Фиг. 41B показано расстояние магнитного притяжения (MAD) композиции E в экструдированном, отожженном на твердый раствор и состаренном состояниях. Кроме того, отмечено, что значения MAD резко возрастают от отожженного на твердый раствор до состаренного состояний. Аналогично, композиция E представляет собой сплав с 5% Mn, который является слегка магнитным (MAD от 1,0 до 1,4 см) и имеет низкие YS, UTS и твердость в отожженном на твердый раствор состоянии, и является более магнитным (значения MAD от 2,2 до 9,5 см) с повышенными YS, UTS и твердостью в состаренном состоянии.

Обобщение результатов наблюдений микроструктуры и кристаллической структуры

С помощью оптической микроскопии было обнаружено, что микроструктура отожженных на твердый раствор экспериментальных композиций A-G и исходных композиций H и J была аустенитной и, с помощью XRD было подтверждено, что она имеет FCC кристаллическую структуру. Экспериментальные композиции A-G были слабомагнитными в полностью отожженном на твердый раствор состоянии. Исходные композиции H и J являются немагнитными (MAD 0 см).

При состаривании экспериментальная композиция C и исходные композиции H и J оставались аустенитными. На удивление, композиция C является только слабомагнитной в состаренном состоянии, а исходные композиции H и J являются немагнитными в состаренном состоянии. Напротив, экспериментальные композиции A, B, D, E, F и G демонстрировали наличие нового внутригранулярного выделения в состаренном состоянии. Благодаря оптической микроскопии и CLSM меньшего увеличения новое выделение видно как три набора темных линий, ориентированных под углом 60° друг к другу, создающих геометрический рисунок. Экспериментальные композиции A, B, D, E, F и G являются весьма магнитными (по MAD) в состаренном состоянии.

При увеличении более 1000 крат в CLSM, SEM и STEM наблюдалось, что геометрический рисунок нового выделения был составлен из игольчатых частиц. При 50000-кратном увеличении при использовании STEM игольчатые частицы имели форму сплющенного стержня. С помощью XRD была подтверждена кристаллическая структура FCC этого нового выделения (фазы). Положения максимумов нового выделения смещены относительно максимумов исходной фазы, но кристаллографические плоскости одинаковы (оба FCC), что указывает на то, что параметры решетки различны.

В соответствии с «ASM Materials Engineering Dictionary)), под редакцией J.R. Davis, опубликованной ASM International в 1982 году, «Видманштеттенова структура» определена как «структура, характеризующаяся геометрическим рисунком, возникающим в результате формирования новой фазы вдоль некоторых кристаллографических плоскостей исходного твердого раствора. Ориентация решетки в новой фазе кристаллографически связана с ориентацией решетки в исходной фазе». Сравнение геометрического рисунка и FCC кристаллическая структура новой фазы и FCC кристаллической структурой исходной фазы показывает, что новая фаза распределяется в модели Видманштеттена. Увеличение магнитных свойств MAD от «нет» или «слабых» до весьма магнитных также находится в соответствии с наличием новой внутригранулярной фазы в состаренном состоянии, предполагая, что новая фаза влияет на магнитное поведение экспериментальных композиций A, B, D, E, F и G.

При развитии максимальных или перестаренных свойств в композициях с содержанием марганца больше 2% наблюдается тенденция к заметному присутствию нового выделения. Новое выделение, по-видимому, равномерно распределено внутри зерен (т.е. внутригранулярно). В металлографической двумерной проекции видны три основных направления «линий», несомненно связанных с кристаллографией. При умеренных увеличениях (более 1000 крат), обнаруживается, что геометрический рисунок линий состоит из выделений в виде игольчатых брусков. При умеренных увеличениях игольчатые выделения кажутся несколько овальными в поперечном сечении, но при больших увеличениях (более 30000 крат) поперечное сечение игольчатых выделений представляется более гранным, возможно в форме прямоугольника или параллелограмма. В поперечном сечении выделения имеют отношение ширины к толщине приблизительно от 1:1 до приблизительно 3:1. Выделения имеют отношение длины к толщине приблизительно 9:1. Следует отметить, что выделения не имеют пластинчатую, сфероидальную, планкообразную или кубоидную форму.

ПЯТАЯ ГРУППА ПРИМЕРОВ

Характеристика основных магнитных свойств может быть проведена с использованием магнитометрии вибрационного образца (VSM). В ходе VSM магнитное поле прикладывают к вибрационному образцу с использованием электромагнита, а магнитный момент образца может быть рассчитан на основе индуцированного напряжения в воспринимающей катушке. Магнитные гистерезисные свойства образца могут быть определены при приложении магнитного поля сначала в одном направлении, а затем в обратном направлении. Некоторые ключевые свойства, полученные из петли магнитного гистерезиса: (1) максимальный магнитный момент при насыщении, $m_{s;}$ (2) «остаточный магнетизм», m_r, остаточный магнитный момент образца после удаления внешнего магнитного поля (или способность образца сохранять намагниченность); и (3) «коэрцитивность», Hc, напряженность магнитного поля или сила намагничивания, необходимая для размагничивания образца. Другие магнитные характеристики могут быть получены из этих ключевых свойств, такие как прямоугольность (m_r/m_s) и распределение перемагничивающего поля (SFD; ΔH/Hc).

Прокатанную пластину и экструдированный стержень, оба в состаренном состоянии, подвергали скринингу с использованием MAD, и выбранные образцы тестировали с помощью VSM в трех направлениях. Образцы представляли 5 композиций в 2 формах (пластина и стержень) и различные параметры обработки. Для экструдированного стержня образцы были образованы из среднего радиуса и были правильно ориентированы в 3 основных направлениях (продольном, поперечном и радиальном).

Образцы 1-13 указаны в таблице F ниже. «Темп, отжига на тв. р-р» относится к температуре отжига на твердый раствор. «Хол. прокатка» означает процент холодной прокатки.

Таблица F

Ид-тор.	Композиция	Форма	Плотность (г/см3)	Расстояние магнитного притяжения (см)	Темп. отжига на тв. р-р (°F)	Хол. прокатка (%)	Темп. состар. (°F)
1	A	Стержень		9,7	1475	0	835
2	A	Стержень		9,5	1520	0	870
3	E	Стержень	8,78	9,5	1500	0	870
4	G	Стержень	8,62	8,5	1400	0	850
5	G	Стержень	8,65	8,5	1500	0	850
6	A	Стержень	8,61	11,3	1475	0	910
7	E	Стержень	8,78	9,5	1400	0	910
8	A	Пластина	8,66	8,8	1525	0	900
9	A	Пластина	8,61	6,7	1525	21	800
10	D	Пластина	8,23	6,9	1400	21	800
11	E	Пластина	8,83	7,3	1525	21	900
12	F	Пластина	8,17	7,6	1400	21	800
13	A	Пластина		7,2	1525	37	900

На Фиг. 42 представлена гистограмма, демонстрирующая расстояния магнитного притяжения, классифицированные по форме (стержень/пластина) и композициям. Как видно здесь, в общем случае форма стержня имела более высокие расстояния магнитного притяжения, чем форма пластины.

Петли гистерезиса были довольно похожи в продольной, поперечной и перпендикулярной (радиальной) ориентации. Для простоты представлены только данные для поперечной ориентации. На Фиг. 43 представлен график, демонстрирующий магнитный момент (м, в эме) в зависимости от напряженности магнитного поля (H, в эрстед) для каждого образца, то есть кривые гистерезиса, классифицированные по форме (стержень по сравнению с пластиной). Все образцы проявляли измеримые магнитные свойства и демонстрировали узкие петли гистерезиса, что предполагает, что при реверсировании силы намагничивания (приложенного поля) теряется небольшое количество энергии.

Распространенным способом продемонстрировать ключевые магнитные свойства является построение только второго квадранта петли гистерезиса. Данные в этом квадранте называются «кривой размагничивания» для материала и содержат основную информацию о свойствах остаточного магнетизма материала и коэрцитивное™. Остаточный магнетизм или остаточный магнитный момент (m_r) - это то, где кривая пересекает ось y, а коэрцитивность (Hc) является абсолютным значением, где кривая пересекает ось x. На Фиг. 44 представлен набор из двух графиков, показывающих кривые размагничивания для образцов, классифицированных по форме (стержень по сравнению с пластиной). В таблице G ниже перечислены магнитные свойства в поперечной ориентации для одного образца с самым высоким значением остаточного магнетизмом каждой из 5 композиций («Комп»), проверенные (независимо от формы и обработки образца) наряду с другими ключевыми свойствами. «Ms» обозначает максимальный магнитный момент при насыщении. «SQ» обозначает прямоугольность. «Удельная намагниченность» обозначает максимальный магнитный момент при насыщении на единицу массы. «SFD» обозначает распределение перемагничивающего

поля. «MAD» обозначает связанное расстояние магнитного притяжения.

Таблица G

Комп	Ид-тор.	Форма	m_r (эме)	H_c (Oe)	m_s (эме)	SQ (m_r/m_s)	Удельная намаг.(эме/г)	SFD ($\Delta H/H_c$)	MAD (см)
A	8	Пластина	0,5087	117,9	1,406	0,3619	8,688	0,7896	8,8
D	10	Пластина	0,1679	167,8	0,6299	0,2666	6,644	0,8043	6,9
E	7	Стержень	0,2185	142,9	0,5912	0,3696	5,010	0,7354	9,5
F	12	Пластина	0,2069	197,8	0,6797	0,3044	6,247	0,7601	7,6
G	4	Стержень	0,2309	125,4	0,6567	0,3516	4,800	0,7646	8,5

На Фиг. 45-50 представлены гистограммы, показывающие различные измерения для образцов, перечисленных в таблице F, во всех трех ориентациях (продольной, радиальной и поперечной). На Фиг. 45 представлена гистограмма, показывающая остаточный магнетизм или остаточный магнитный момент (m_r) для образцов. Значения варьировались от приблизительно 0,1 эме до приблизительно 0,6 эме. Фиг. 46 представляет собой гистограмму, показывающую коэрцитивность (Hc) для образцов. Значения варьировались от приблизительно 45 эрстед до приблизительно 210 эрстед. На Фиг. 47 представлена гистограмма, показывающая максимальный магнитный момент при насыщении (m_s) для образцов. Значения варьировались от приблизительно 0,4 эме до приблизительно 1,5 эме. На Фиг. 48 представлена гистограмма, показывающая прямоугольность образцов. Значения варьировались от приблизительно 0,1 до приблизительно 0,5. На Фиг. 49 представлена гистограмма, показывающая удельную намагниченность для образцов. Значения варьировались от приблизительно 4,5 эме/г до приблизительно 9,5 эме/г. На Фиг. 50 представлена гистограмма, показывающая распределение перемагничивающего поля ($\Delta H/He$) для образцов. Значения варьировались от приблизительно 0,3 до приблизительно 1,0.

Данные температуры Кюри

VSM также использовали для определения температуры Кюри образцов пластин и стержней. Температура Кюри - это температура, при которой ферромагнитный материал становится парамагнитным. Перед проведением термомагнитных испытаний образцы были намагничены в сильном магнитном поле 72 килоэрстед (kЭ) на продольной оси. Каждый образец помещали в вакуум или в инертную защитную среду, в то время как образец нагревали от комнатной температуры до температуры 1650°F в магнитном поле плюс 10 кЭ, приложенном в продольном направлении. Магнетизацию (M) регистрировали как функцию температуры (T). Полученные термомагнитные кривые M-T использовали для расчета температуры Кюри. Ошибка в температуре Кюри составляла до плюс-минус 40°F. Таблица расчетной температуры Кюри показана в таблице G. Следует обратить внимание, что образцы 10 и 12 (пластины композиций D и F, соответственно) расплавились во время теста.

Таблица G

Идентификатор	Композиция	Форма	Расчетная температура Кюри,°F
6	A	Стержень	174
8	A	Пластина	176
9	A	Пластина	176
10	D*	Пластина	203
3	E	Стержень	176
7	E	Стержень	172
11	E	Пластина	162
12	F*	Пластина	203
4	G	Стержень	189
5	G	Стержень	172

*Образцы, расплавленные во время испытания

ШЕСТАЯ ГРУППА ПРИМЕРОВ

Были изготовлены некоторые медно-никель-олово-марганец-кобальтовые сплавы. Как указано в таблице H ниже, было обнаружено, что два сплава, содержащие кобальт, являются магнитными в литом состоянии. Таким образом, присутствие кобальта не наносило ущерба магнетизму.

Таблица H

Композиция	Cu (мас.%)	Ni (мас.%)	Sn (мас.%)	Mn (мас.%)	Co (мас.%)	Магнетизм
F	65	9	6	20	0	Д
F6	68	9	3	20	13	Д
F7	68	8	4	20	1	Д

СЕДЬМАЯ ГРУППА ПРИМЕРОВ

Выбранные состаренные образцы двух композиций подвергали термообработке в присутствии мощных редкоземельных магнитов. При этом материал термически обрабатывали в однородном магнитном поле. Считается, что этот процесс усиливает ориентацию магнитных доменов при повышенной температуре, тем самым усиливая магнитные свойства при комнатной температуре. Образцы были ориентированы параллельно однородному магнитному полю 3000 гаусс. Образцы нагревали, выдерживали в течение приблизительно 20 минут и затем медленно охлаждали до комнатной температуры. Затем образцы испытывали в продольной ориентации с использованием VSM.

При указании магнитной обработки каждую композицию подвергали двум обработкам, в ходе одной из которых магнитное поле применялось, как описано выше, и в ходе другой магнитное поле не применялось. Условия термической обработки включали температуры ниже и выше соответствующих температур Кюри, и при нескольких повышенных температурах. Образец №12 был изготовлен из композиции F, которая имела относительно высокие m_s, m_r, и Hc, а также имела очень высокую концентрацию Mn. Образец №13 был изготовлен из композиции A, которая имела умеренно высокую Hc и умеренную концентрацию Mn. В условиях термообработки при температуре приблизительно 120°F ниже и приблизительно 300°F выше соответствующих температур Кюри и при температуре приблизительно 212°F, и приблизительно 345°F, и приблизительно 570°F было обнаружено очень мало различий (изменение приблизительно 0-12%) магнитных свойствах между обработанными в приложенном магнитном поле, и теми, которые обрабатывались без приложенного

магнитного поля. После термообработки при температуре приблизительно 930°F были отмечены изменения в магнитных свойствах как для термообработанных образцов (без магнитного поля), так и для образцов, подвергнутых термообработке в магнитном поле, по сравнению с предварительно обработанным состоянием. Результаты показаны в таблице I.

Таблица I

Идентификатор	Композиция	Магнитное поле	Изменения в m_r	Изменения в m_s	Изменения в H_c
12	F	Н	-93 %	-83 %	-75 %
12	F	Д	-97 %	-72 %	-90 %
13	A	Н	-82 %	-25 %	-81 %
13	A	Д	-54 %	-12 %	-66 %

Как видно из таблицы, магнитные характеристики значительно уменьшились в результате только температурной обработки. Для композиции А магнитные свойства изменяются сильнее без приложенного магнитного поля и слабее при приложении магнитного поля по сравнению с предварительно обработанным состоянием. Результаты являются неоднозначными для композиции F. Это говорит о том, что происходит тепловое изменение в кристаллической структуре. Таким образом, магнитные свойства сплавов могут зависеть от композиции сплава, а также температуры и магнитного поля при производстве. Это также указывает на то, что магнитные медные сплавы по настоящему изобретению могут быть пригодны для термоассистируемой магнитной записи (HAMR). В HAMR источник тепла мгновенно прикладывается к носителю информации (диск), чтобы уменьшить коэрцитивность ниже приложенного магнитного поля записывающей головки. Это позволяет обеспечить более высокую анизотропию и меньший размер зерна на носителе. Затем нагретую зону быстро охлаждают в присутствии приложенной ориентации поля, кодируя записанные данные. Источник тепла, обычно лазер, генерирует достаточно тепла непосредственно перед головкой во время процесса записи, чтобы позволить магнитному полю головки «переключать» ориентацию зерен внутри носителя.

Настоящее изобретение описано со ссылкой на иллюстративные варианты осуществления. Очевидно, модификации и изменения будут осуществляться с другими при чтении и понимании предшествующего подробного описания. Предполагается, что настоящее изобретение будет истолковано как включающее все такие модификации и изменения, если они находятся в пределах объема прилагаемой формулы изобретения или ее эквивалентов.

(57) Формула изобретения

1. Магнитный медный сплав, содержащий:

от 8 мас.% до 16 мас.% никеля, от 5 мас.% до 9 мас.% олова, от по меньшей мере 5 мас.% до 21 мас.% марганца, и остальное составляет медь,

причем магнитный сплав образован путем:

литья сплава;

гомогенизации сплава в течение первого периода времени от 4 часов до 22 часов при температуре от 1200 °F до 1700 °F;

нагревания сплава в течение периода времени от 1 часа до 3 часов при температуре от 1400 °F до 1600 °F;

горячей прокатки сплава для достижения обжатия от 65 % до 70 %; и

отжига сплава на твердый раствор в течение периода времени от 1 часа до 3 часов при температуре от 1200 °F до 1600 °F.

2. Магнитный медный сплав по п. 1, содержащий от 14 мас.% до 16 мас.% никеля, от 7 мас.% до 9 мас.% олова и от по меньшей мере 5 мас.% до 21 мас.% марганца.

3. Магнитный медный сплав по п. 1, содержащий от 8 мас.% до 10 мас.% никеля, от 5 мас.% до 7 мас.% олова и от по меньшей мере 5 мас.% до 21 мас.% марганца.

4. Магнитный медный сплав по п. 1, содержащий от 10 мас.% до 12 мас.% никеля, от 5 мас.% до 7 мас.% олова и от по меньшей мере 5 мас.% до 21 мас.% марганца.

5. Магнитный медный сплав по п. 1, где магнитный сплав имеет относительную магнитную проницаемость (μ_r) по меньшей мере 1,100, или по меньшей мере 1,500, или по меньшей мере 1,900.

6. Магнитный медный сплав по п. 1, где магнитный сплав является электропроводящим.

7. Магнитный медный сплав по п. 1, где магнитный сплав имеет твердость по Роквеллу B (HRB) по меньшей мере 60, по меньшей мере 70, или по меньшей мере 80, или по меньшей мере 90.

8. Магнитный медный сплав по п. 1, где магнитный сплав имеет твердость по Роквеллу C (HRC) по меньшей мере 25, по меньшей мере 30 или по меньшей мере 35.

9. Магнитный медный сплав по п. 1, где магнитный сплав имеет относительную магнитную проницаемость (μ_r) по меньшей мере 1,100 и твердость по Роквеллу B (HRB) по меньшей мере 60.

10. Магнитный медный сплав по п. 1, где магнитный сплав имеет относительную магнитную проницаемость (μ_r) по меньшей мере 1,100 и твердость по Роквеллу C (HRC) по меньшей мере 25.

11. Магнитный медный сплав по п. 1, где гомогенизацию сплава осуществляют в течение периода времени от 4 часов до 16 часов при температуре от 1400 °F до 1700 °F и затем закаливают в воде.

12. Магнитный медный сплав по п. 11, где сплав дополнительно образован путем второй гомогенизации в течение периода времени от 8 часов до 12 часов при температуре от 1500 °F до 1600 °F и затем закаливания в воде.

13. Магнитный медный сплав по п. 11, где сплав дополнительно образован путем горячей высадки сплава до обжатия от 40 % до 60 % перед закаливанием в воде.

14. Магнитный медный сплав по п. 1, где гомогенизацию сплава осуществляют в течение первого периода времени от 5 часов до 7 часов при температуре от 1500 °F до 1700 °F и затем охлаждают воздухом.

15. Магнитный медный сплав по п. 1, где образование сплава дополнительно включает закаливание сплава водой после отжига сплава на твердый раствор.

16. Магнитный медный сплав по п. 15, имеющий содержание никеля от 8 мас.% до 12 мас.% и содержание олова от 5 мас.% до 7 мас.%.

17. Магнитный медный сплав по п. 15, где сплав дополнительно обрабатывают путем состаривания сплава в течение периода времени от 2 часов до 4 часов при температуре от 750 °F до 1200 °F и затем охлаждения воздухом.

18. Магнитный медный сплав по п. 15, где сплав дополнительно обрабатывают путем холодной прокатки сплава для достижения обжатия от 20 % до 40 %.

19. Магнитный медный сплав по п. 18, где сплав дополнительно обрабатывают путем состаривания сплава в течение периода времени от 2 часов до 4 часов при температуре от 750 °F до 1200 °F и затем охлаждения воздухом.

20. Магнитный медный сплав по п. 1, где сплав в состаренном состоянии имеет большее расстояние магнитного притяжения, чем в отожженном на твердый раствор

состоянии.

21. Магнитный медный сплав по п. 1, где сплав имеет предел текучести при остаточной деформации 0,2 % от 20 тыс. фунт/кв. дюйм до 140 тыс. фунт/кв. дюйм.

22. Магнитный медный сплав по п. 1, где сплав имеет предел прочности при растяжении от 60 тыс. фунт/кв. дюйм до 150 тыс. фунт/кв. дюйм.

23. Магнитный медный сплав по п. 1, где сплав имеет удлинение при растяжении от 4 % до 70 %.

24. Магнитный медный сплав по п. 1, где сплав имеет твердость по Роквеллу B по меньшей мере 60 или твердость по Роквеллу C по меньшей мере 25.

25. Магнитный медный сплав по п. 1, где сплав имеет предел текучести при остаточной деформации 0,2 % от 20 тыс. фунт/кв. дюйм до 140 тыс. фунт/кв. дюйм; предел прочности при растяжении от 60 тыс. фунт/кв. дюйм до 150 тыс. фунт/кв. дюйм; и удлинение при растяжении от 4 % до 70 %.

26. Магнитный медный сплав по п. 1, где сплав имеет расстояние магнитного притяжения от 0,5 см до 11,5 см.

27. Магнитный медный сплав по п. 1, где сплав имеет расстояние магнитного притяжения по меньшей мере 6 см.

28. Магнитный медный сплав по п. 1, где сплав имеет максимальный магнитный момент при насыщении по меньшей мере 0,4 эме.

29. Магнитный медный сплав по п. 1, где сплав имеет коэрцитивность по меньшей мере 100 эрстед.

30. Магнитный медный сплав по п. 1, где сплав имеет коэрцитивность меньше 100 эрстед.

31. Магнитный медный сплав по п. 1, где сплав образован путем добавления никеля, олова и марганца в расплавленную медь; или где сплав получают путем образования смеси меди, никеля, олова и марганца, а затем плавления смеси.

32. Магнитный медный сплав по п. 1, где сплав дополнительно содержит кобальт в количестве до 15 мас.%.

33. Магнитный медный сплав, содержащий:

от 8 мас.% до 16 мас.% никеля, от 5 мас.% до 9 мас.% олова, от по меньшей мере 5 мас.% до 21 мас.% марганца, и остальное составляет медь,

причем магнитный сплав образован путем:

литья сплава;

гомогенизации сплава в течение первого периода времени от 5 часов до 7 часов при первой температуре от 1500 °F до 1700 °F и затем охлаждения воздухом;

нагревания сплава в течение периода времени от 1 часа до 3 часов при температуре от 1400 °F до 1600 °F;

горячей прокатки сплава для достижения обжатия от 65 % до 70 %;

отжига сплава на твердый раствор в течение периода времени от 4 часов до 6 часов при температуре от 1400 °F до 1600 °F; и

охлаждения отожженного сплава путем охлаждения печью или закаливания водой.

34. Магнитный медный сплав по п. 33, где сплав дополнительно образован путем состаривания сплава в течение периода времени от 1 часа до 24 часов при температуре от 750 °F до 850 °F и затем охлаждения воздухом.

35. Магнитный сплав Cu-Ni-Sn-Mn в форме преимущественно медной матрицы, содержащей в себе никель, олово и марганец.

36. Сплав Cu-Ni-Sn-Mn по п. 35, где преимущественно медная матрица также содержит никель и марганец.

37. Сплав Cu-Ni-Sn-Mn по п. 35, где сплав содержит от 8 мас.% до 16 мас.% никеля, от 5 мас.% до 9 мас.% олова и от 1 мас.% до 21 мас.% марганца.

38. Магнитный сплав Cu-Ni-Sn-Mn, содержащий в себе видманштеттенову структуру.

39. Сплав Cu-Ni-Sn-Mn по п. 38, в котором видманштеттенова структура образована тремя линиями выделений, ориентированных под углом 60° друг к другу.

40. Магнитный сплав Cu-Ni-Sn-Mn, содержащий выделения с соотношением сторон от 4:1 до 20:1 при наблюдении перпендикулярно продольной оси.

41. Магнитный сплав Cu-Ni-Sn-Mn, содержащий выделения с соотношением сторон от 1:1 до 4:1 при наблюдении в поперечном сечении.

42. Изделие, изготовленное из магнитного медного сплава по любому из пп. 1-41.

43. Изделие по п. 42, отличающееся тем, что изделие представляет собой ленту, стержень, трубку, провод, болванку, пластину, форму или пружину или представляет собой магнитный экран, реле магнитного переключателя, компонент магнитного датчика, или сепаратор между магнитными материалами, или электропроводящую пружину, или акустическое демпфирующее устройство, или представляет собой ленту, провод, тонкую пленку, устройство для контроля температуры или положения.

44. Способ образования магнитного медного сплава, включающий:

литьё сплава;

гомогенизацию сплава в течение первого периода времени от 4 часов до 22 часов при температуре от 1200 °F до 1700 °F;

нагревание сплава в течение периода времени от 1 часа до 3 часов при температуре от 1400 °F до 1600 °F;

горячую прокатку сплава для достижения обжатия от 65 % до 70 %; и

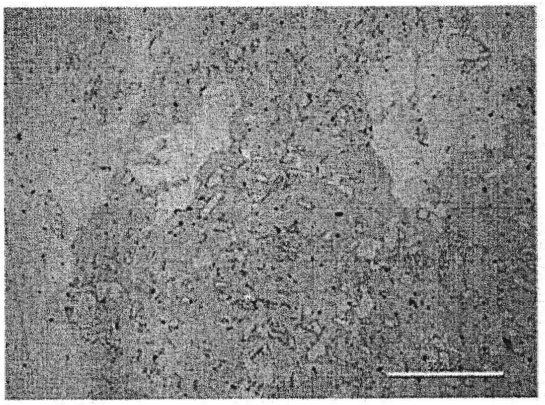
отжиг сплава на твердый раствор в течение периода времени от 1 часа до 3 часов при температуре от 1200 °F до 1600 °F.

45. Способ изготовления изделия из магнитного медного сплава, включающий обработку магнитного медного сплава по любому из пп. 1-41 с получением изделия.

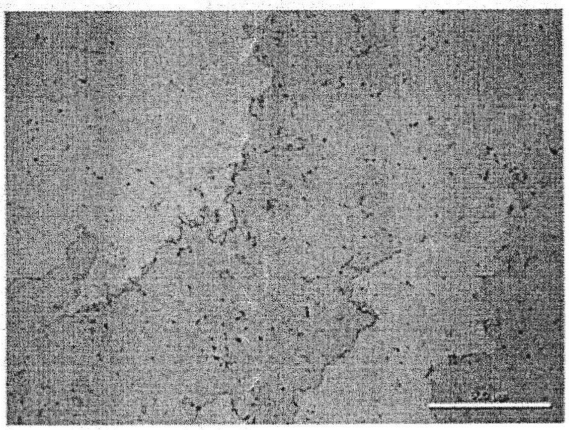
1

1

Фиг. 1

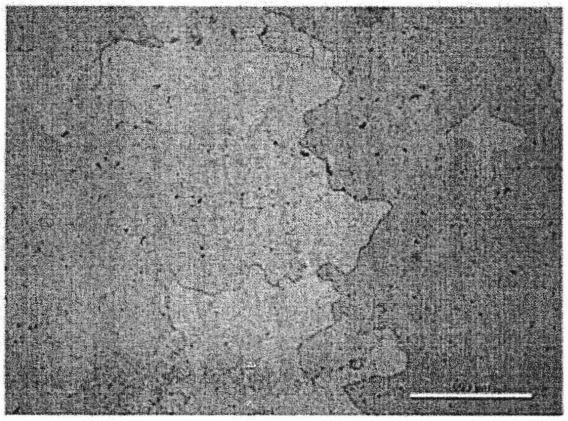


Фиг. 2

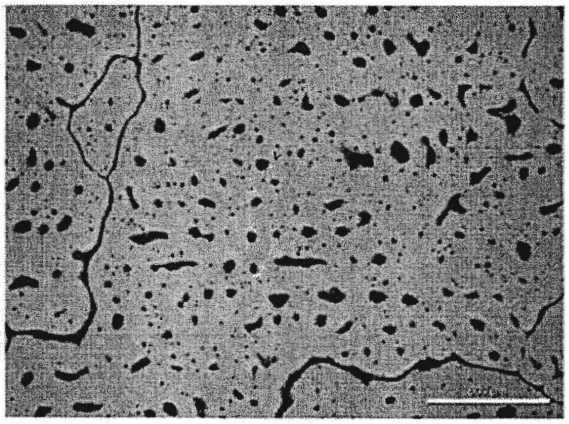


2

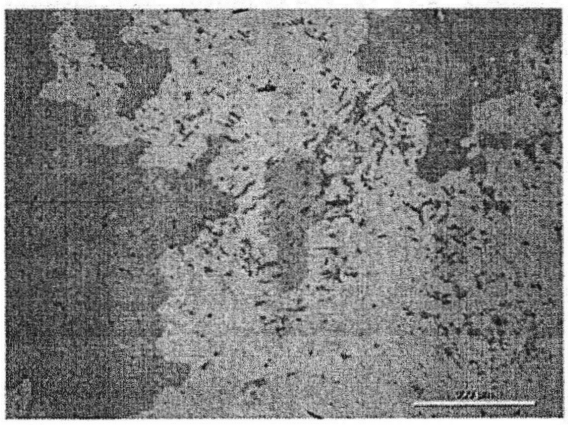
Фиг. 3



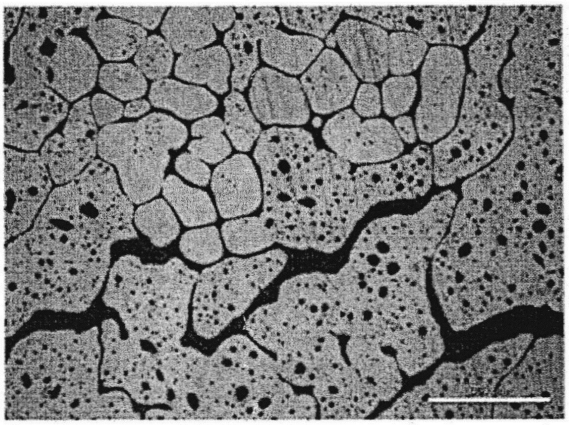
Фиг. 4



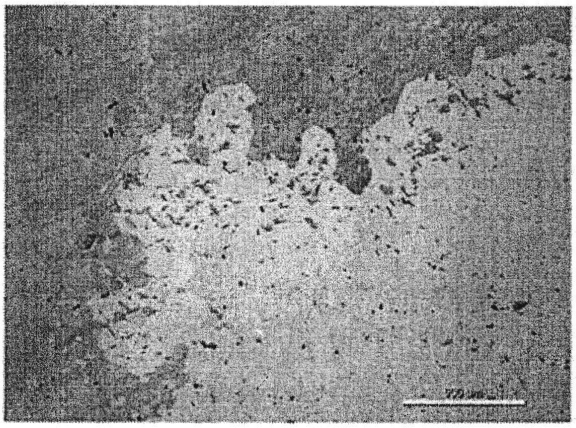
Фиг. 5



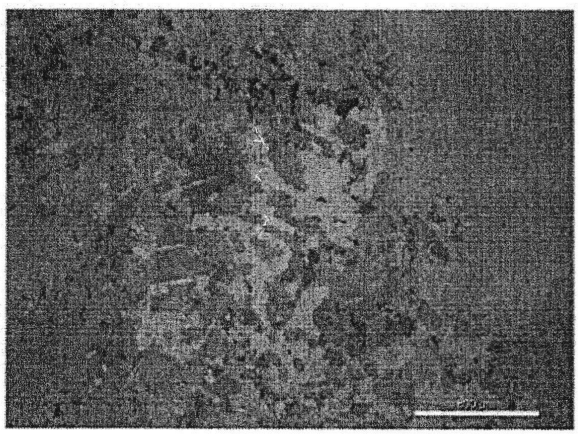
Фиг. 6



Фиг. 7



Фиг. 8



5

Фиг. 9

Материал	После отливки	Гомогенизация					2-стад. Гомогениз.	Гомогениз. + Горяч. высадка (~50% Обжатие)			
		1630°F, 6 час.+ WQ	1580°F, 6 час.+ WQ	1525°F, 10 час. +WQ	1450°F, 10 час. + WQ	1450°F, 14 час. + WQ	1450°F, 14 час.+ WQ, + 1525°F, 10 час. + WQ	1630°F, 6 час.+ HU + WQ	1580°F, 6 час.+ HU + WQ	1525°F, 10 час. + HU + WQ	1450°F, 10 час. + HU + WQ
A	Да	Слаб.	Нет	Нет	Слаб.	Нет/ Слаб.	Нет	Слаб.	Нет	Слаб.	Да
B	Да	Нет	Нет	Нет	Нет	-	-	Нет	Нет	Нет	Нет
C	Нет	Нет	Нет	Нет	Нет	-	-	Нет	Нет	Нет	Нет
D	Да	Да	Да	Слаб.	Нет	Нет/ Слаб.	Нет/ Слаб.	Да	Да	Слаб.	Слаб.
E	Да	Нет	Нет	Нет	Нет	-	-	Нет	Нет	Нет	Нет
F	Да	Да	Да	Да	Слаб.	Нет	Да	Да	Да	Да	Слаб.
G	Да	Нет	Нет	Нет	Нет	Нет	Нет	Нет	Нет	Нет	Нет
H	Нет	Нет	Нет	Нет	Нет	-	-	Нет	Нет	Нет	Нет

Фиг. 10

Материал	Гомогенизация			Гомоген.+ отжиг на тв.р.		Гомогениз. + Отжиг на тв.р. + состаривание					
	1580°F, 6 час.+ AC	1540°F, 6 час.+ AC	1375°F, 16 час. + AC	Отжиг 1525°F, 2 час. +WQ	Отжиг 1400°F, 2 час. +WQ	Сост. 600°F, 3 час. +AC	Сост. 700°F, 3 час. +AC	Сост. 800°F, 3 час. +AC	Сост. 900°F, 3 час. +AC	Сост. 981°F, 3 час. +AC	Сост. 1100°F, 3 час. +AC
A	-	Да	-	Нет	-	Нет	Нет	Да	Да	Да	Да
B	Нет	-	-	Нет	-	Нет	Нет	Слаб.	Да	Да	Слаб.
C	Нет	-	-	Нет	-	Нет	Нет	Нет	Нет	Нет	Нет
D	-	-	Нет	-	Нет	Нет	Нет	Да	Да	Да	Да
E	Нет	-	-	Нет	-	Нет	Нет	Да	Да	Да	Да
F	-	-	Нет	-	Нет	Нет	Нет	Да	Да	Да	Да
G	-	-	Нет	-	Нет	Нет	Нет	Да	Да	Да	Да
H	Нет	-	-	Нет	-	Нет	Нет	Нет	Нет	Нет	Нет

6

Фиг. 11

Материал	Гомогениз.+ Гор.прокатка (~67% Общее Обжатие)	Гомогенизация + Горяч. прокатка + Отжиг на тв. р-р		Гомогенизация + Горячая прокатка + Отжиг на тв. р-р + Состаривание					
	1580°F, 6час., AC + 1525°F, 2 час. + HR + 1525°F, 30 мин повт.нагрев +горяч.прокатка	Отжиг 1525°F, 5 час. +Fce Cool	Отжиг 1525°F, 5час. +WQ°	Сост. 800°F, 1 час.+AC	Сост. 800°F, 2 час.+AC	Сост. 800°F, 4час. +AC	Сост. 800°F, 8 час.+AC	Сост. 800°F, 16 час. +AC	Сост. 800°F, 24час. +AC
A	-	-	-	-	-	-	-	-	-
B	Нет	Слаб.	Слаб.	Нет/Слаб	Слаб./ Да	Да	Слаб./ Да	Да	Да
C	Нет	Нет	Нет	Нет	Нет	Нет	Нет	Нет	Нет
D	-	-	-	-	-	-	-	-	-
E	Слаб.	Да	Да	Слаб.	Да	Да	Да	Да	Да
F	-	-	-	-	-	-	-	-	-
G	Слаб.	Да	Да	Нет/Слаб	Да	Да	Да	Да	Да
H	Нет	Нет	Нет	Нет	Нет	Нет	Нет	Нет	Нет

Фиг. 12

Материал	Гомог. + Гор.Пр. + Отжиг на тв. р-р	Гомогенизация + Горячая прокатка + Отжиг на тв.раствор + Состар.					
	разный	Состар. 600°F, 3 часа +AC	Состар. 700°F, 3 часа +AC	Состар. 800°F, 3 часа +AC	Состар. 900°F, 3 часа+AC	Состар. 1000°F, 3 часа+AC	Состар. 1100°F, 3 часа +AC
A	Нет	Нет	Нет	Да	Да	Да	Да
B	Нет	Нет	Нет	Да	Да	Да	Слабый
C	Нет	Нет	Нет	Нет	Нет	Нет	Нет
D	Да	Да	Да	Да	Да	Да	Да
E	Нет	Слабый	Нет	Да	Да	Да	Да
F	Да	Да	Да	Да	Да	Да	Да
G	Да	Да	Да	Да	Да	Да	Да
H	Нет	Нет	Нет	Нет	Нет	Нет	Нет

Фиг. 13

Материал	Гомог.+Гор.прок. +Отжиг+Хол.прок.		Гомоген.+Гор.прок.+Отжиг+Хол.прок. +Состар. (21% CR)					
	21% CR ("½ H")	37% CR ("H")	Состар. 600°F, 3 час. +AC	Состар. 700°F, 3 час. +AC	Состар. 800°F, 3 час. +AC	Состар. 900°F, 3 час. +AC	Состар. 1000°F, 3 час. +AC	Состар. 1100°F, 3 час. +AC
A	Нет	Нет	Слаб.	Да	Да	Да	Да	Да
B	Нет	Нет	Нет	Слаб.	Да	Да	Да	Слаб.
C	Нет	Нет	Нет	Нет	Нет	Нет	Нет	Нет
D	Да	Да	Да	Да	Да	Да	Да	Да
E	Нет	Нет	Слаб.	Да	Да	Да	Да	Да
F	Да	Слаб.	Слаб.	Да	Да	Да	Да	Да
G	Слаб.	Слаб.	Да	Да	Да	Да	Да	Да
H	Нет	Нет	Нет	Нет	Нет	Нет	Нет	Нет

Фиг. 14

Материал	Гомоген. + Гор. прокатка +Отжиг + Хол. прокатка + Старение (37% CR)					
	Старен. 600°F, 3 час. +AC	Старен. 700°F, 3 час. +AC	Старен. 800°F, 3 час. +AC	Старен. 900°F, 3 час. +AC	Старен. 1000°F, 3 час. +AC	Старен. 1100°F, 3 час. +AC
A	Слаб.	Да	Да	Да	Да	Да
B	Нет	Да	Да	Да	Да	Слаб.
C	Нет	Нет	Нет	Нет	Нет	Нет
D	Да	Да	Да	Да	Да	Да
E	Слаб.	Да	Да	Да	Да	Да
F	Да	Да	Да	Да	Да	Да
G	Да	Да	Да	Да	Да	Да
H	Нет	Нет	Нет	Нет	Нет	Нет

Фиг. 15

Материал	Гомоген.+ Экструзия (88%)	Гомогенизация +Экструзия + Отжиг на тв. р-р							
	Разный	SA 1295°F, 2час.+ WQ	SA 1335°F, 2час.+ WQ	SA 1385°F, 2 час.+ WQ	SA 1400°F, 2час.+ WQ	SA 1430°F, 2 час.+ WQ	SA 1480°F, 2час.+ WQ	SA 1520°F, 2час.+ WQ	SA 1570°F, 2час.+ WQ
A	Да	Да	Да	Да	-	Да	Слаб.	Нет	Нет
B	Нет	Нет	Нет	Нет	-	Нет	Нет	Нет	Нет
C	Нет	Нет	Нет	Нет	-	Нет	Нет	Нет	Нет
D	Да	Да	Да	Слаб./Да	-	Слаб.	Слаб.	Нет	Нет
E	Нет	Нет	Нет	Нет	Нет	Нет	Нет	Нет	Нет
F	Да	Да	Слаб.	Слаб./Да	-	Слаб.	Слаб.	Нет	Нет
G	Нет	Да	Нет	Нет	Нет	Нет	Нет	Нет	Нет
H	Нет	Нет	Нет	Нет	-	Нет	Нет	Нет	Нет
J	Нет	-	-	-	Слаб.	-	-	-	-

Фиг. 16

Материал	После отливки	Гомогенизация					2-стад. Гомоген.	Гомоген. + Гор. Высадка (~50% Обжатие)			
		1630°F, 6 час.+ WQ	1580°F, 6 час.+ WQ	1525°F, 10 час. +WQ	1450°F, 10 час. + WQ	1450°F, 14 час. + WQ	1450°F, 14 час.+ WQ, + 1525°F, 10 час. + WQ	1630°F, 6 час.+ HU + WQ	1580°F, 6 час.+ HU + WQ	1525°F, 10 час.+ HU + WQ	1450°F, 10 час. + HU + WQ
A	> 1.999	1.005	1.004	1.005	1.029						
B	> 1.999	1.005	1.005	1.003	1.000						
C	1.000	1.005	1.005	1.000	1.001						
D	> 1.999	> 1.999	> 1.999	1.025	1.004						
E	> 1.999	1.005	1.001	1.001	1.002						
F	> 1.999	> 1.999	> 1.999	1.054	1.002						
G	> 1.999	1.004	1.004	1.002	1.002						
H	1.005	1.005	1.005	1.000	1.000						

Фиг. 17

Материал	Гомогенизация			Гомоген. + Отж. на тв. р-р		Гомогениз. + Отжиг на тв.р-р + Старение					
	1580°F, 6 час.+ AC	1540°F, 6 час.+ AC	1375°F, 16 час. + AC	SA 1525°F, 2 час. +WQ	SA 1400°F, 2 час. +WQ	Стар. 600°F, 3 час. +AC	Стар. 700°F, 3 час. +AC	Стар. 800°F, 3 час. +AC	Стар. 900°F, 3 час. +AC	Стар. 981°F, 3 час. +AC	Стар. 1100°F, 3 час. +AC
A	N/A	N/A	N/A	1.006	-	1.007	1.042	1.430	1.990	1.590	1.450
B	N/A	N/A	N/A	1.001	-	1.001	1.006	1.185	1.145	1.029	1.007
C	N/A	N/A	N/A	1.000	-	1.001	1.001	1.000	1.001	1.001	1.001
D	N/A	N/A	N/A	-	1.004	1.005	1.045	1.310	> 1.999	1.524	1.950
E	N/A	N/A	N/A	1.001	-	1.001	1.017	1.162	1.900	1.630	1.895
F	N/A	N/A	N/A	-	1.003	1.004	1.021	1.333	1.666	1.230	1.985
G	N/A	N/A	N/A	-	1.001	1.003	1.020	1.236	> 1.999	1.885	1.925
H	N/A	N/A	N/A	1.000	-	1.001	1.000	1.001	1.001	1.000	1.000

Фиг. 18

Материал	Гомогениз. + Горяч. прокатка (~67% Общее Обжатие)	Гомогениз. + Горяч.прокатка Отжиг на тв.р-р		Гомогениз. + Горяч.прокатка + Отжиг на тв.р-р+ Старение					
	1580°F, 6 час, AC + 1525°F, 2 час.+ HR + 1525°F, 30 мин. повт.нагрев	SA 1525°F, 5 час.+Охл. печью	SA 1525°F, 5 час. +WQ*	Стар. 800°F, 1 час +AC	Стар. 800°F, 2 час. +AC	Стар. 800°F, 4 час. +AC	Стар. 800°F, 8 час. +AC	Стар. 800°F, 16 час. +AC	Стар. 800°F, 24 час. +AC
A	-	-	-	-	-	-	-	-	-
B				1.025	1.067	1.524	1.551	1.449	1.973
C				1.001	1.001	1.002	1.002	1.002	1.002
D	-	-	-	-	-	-	-	-	-
E				1.115	1.242	1.915	1.978	1.480	1.694
F	-	-	-	-	-	-	-	-	-
G				1.103	1.485	1.034	1.862	1.278	1.125
H				1.001	1.001	1.001	1.001	1.001	1.001

10

10

Фиг. 19

Материал	Гомог.+ HR + Отж. на тв.р-р	Гомоген.+Гор. прок.+Отжиг на тв. р-р + Старение					
	Разный	Старен. 600°F, 3 часа +AC	Старен. 700°F, 3 часа +AC	Старен. 800°F, 3 часа +AC	Старен. 900°F, 3 часа +AC	Старен. 1000°F, 3 часа +AC	Старен. 1100°F, 3 часа +AC
A	1.007	1.013	1.029	1.684	> 1.999	> 1.999	1.679
B	1.000	1.003	1.009	1.256	1.234	1.015	1.002
C	1.001	1.001	1.001	1.001	1.001	1.001	1.001
D	1.159	1.118	1.206	1.243	1.371	1.856	1.763
E	1.001	1.003	1.012	1.217	1.281	1.903	1.750
F	1.049	1.054	1.326	1.402	1.485	1.849	> 1.999
G	1.167	1.245	1.096	1.620	> 1.999	1.736	1.795
H	1.000	1.002	1.001	1.000	1.000	1.001	1.000

Фиг. 20

Материал	Гомог.+Гор.прок.+ Отж.на тв.р-р +Хол.пр.		Гомог.+Гор.пр.+Отж.на тв.р-р+Хол.пр.+Старение (21% CR)					
	21% CR ("½ H")	37% CR ("H")	Стар. 600°F, 3 hrs +AC	Стар. 700°F, 3 hrs +AC	Стар. 800°F, 3 hrs +AC	Стар. 900°F, 3 hrs +AC	Стар. 1000°F, 3 hrs +AC	Стар. 1100°F, 3 hrs +AC
A	1.002	1.002	1.015	1.904	> 1.999	> 1.999	1.762	1.501
B	1.001	1.001	1.002	1.009	1.721	1.049	1.011	1.007
C	1.001	1.000	1.001	1.002	1.001	1.001	1.001	1.001
D	1.090	1.091	1.124	1.713	> 1.999	> 1.999	1.512	1.513
E	1.001	1.001	1.014	1.392	1.941	1.972	1.756	1.843
F	1.034	1.020	1.101	1.407	> 1.999	> 1.999	1.544	1.836
G	1.024	1.036	1.054	1.678	1.869	1.675	1.482	1.505
H	1.001	1.000	1.001	1.001	1.000	1.000	1.000	1.001

11

Фиг. 21

Материал	Гомоген.+Гор.Прок.+Отж.натв.р-р.+Хол.Прок.+Старен. (37%CR)					
	Старен. 600°F, 3 часа +AC	Старен. 700°F, 3 часа +AC	Старен. 800°F, 3 часа +AC	Старен. 900°F, 3 часа +AC	Старен. 1000°F, 3 часа +AC	Старен. 1100°F, 3 часа +AC
A	1.031	1.916	> 1.999	> 1.999	1.702	1.291
B	1.008	1.197	1.746	1.034	1.013	1.004
C	1.001	1.002	1.001	1.002	1.001	1.001
D	1.128	1.751	> 1.999	1.681	1.456	1.432
E	1.038	1.510	1.691	>1.999	1.584	1.607
F	1.076	1.712	1.913	1.067	1.431	1.901
G	1.176	1.718	1.883	1.671	1.507	1.328
H	1.001	1.000	1.000	1.000	1.001	1.001

Фиг. 22

Материал	Гомогениз.+ Экструзия + Отж. на тв. р-р						
	SA 1295°F, 2 час.+ WQ	SA 1335°F, 2 час.+ WQ	SA 1385°F, 2 час.+ WQ	SA 1430°F, 2 час.+ WQ	SA 1480°F, 2 час.+ WQ	SA 1520°F, 2 час.+ WQ	SA 1570°F, 2 час.+ WQ
A	1.893	1.633	1.410	1.270	1.083	1.030	1.006
B	1.002	1.001	1.001	1.001	1.002	1.002	1.002
C	1.000	1.000	1.000	1.000	1.000	1.000	1.000
D	-	-	-	-	-	-	-
E	1.002	1.002	1.002	1.002	1.001	1.002	1.002
F	-	-	-	-	-	-	-
G	1.208	1.010	1.002	1.001	1.001	1.001	1.002
H	1.000	1.000	1.000	1.000	1.000	1.000	1.000

Фиг. 23

Материал	После литья	Гомогенизация					2-стад. гомоген.	Гомогениз.+Гор. высадка (~50% Обжатие)			
		1630° F, 6 час.+ WQ	1580° F, 6 час.+ WQ	1525° F, 10 час. +WQ	1450° F, 10 час.+ WQ	1450° F, 14 час.+ WQ	1450°F, 14 час.+ WQ, + 1525°F, 10 час.+ WQ	1630° F, 6 час.+ HU + WQ	1580°F , 6 час. + HU + WQ	1525°F , 10 час. + HU + WQ	1450°F , 10 час. + HU + WQ
A	< 0.80	2.39	2.69	2.76	< 0.80	2.25	2.72				
B	4.52	4.07	4.07	4.12	4.10	-	-				
C	6.68	5.25	5.26	5.24	5.28	-	-				
D	< 0.80	< 0.80	< 0.80	1.60	1.77	1.75	1.66				
E	< 0.80	4.88	4.90	4.90	4.98	-	-				
F	< 0.80	< 0.80	< 0.80	< 0.80	1.87	1.72	< 0.80				
G	< 0.80	3.78	3.79	3.81	3.79	3.84	3.86				
H	6.64	6.29	6.32	6.32	6.45	-	-				

Фиг. 24

Материал	Гомогенизация			Гомоген.+ Отжиг на тв.р-р		Гомогениз.+Отж. на тв. р-р+Старение					
	1580°F, 6 час.+ AC	1540°F, 6 час.+ AC	1375°F, 16 час. + AC	SA 1525°F, 2 час. +WQ	SA 1400°F, 2 час. +WQ	Стар. 600°F, 3 час. +AC	Стар. 700°F, 3 час. +AC	Стар. 800°F, 3 час. +AC	Стар. 900°F, 3 час. +AC	Стар. 981°F, 3 час. +AC	Стар. 1100°F, 3 час. +AC
A	-	< 0.80	-	2.77	-	2.87	2.60	< 0.80	< 0.80	< 0.80	< 0.80
B	4.16	-	-	4.02	-	4.51	4.43	4.08	< 0.80	5.93	5.90
C	5.45	-	-	5.25	-	5.90	6.40	6.45	7.23	8.06	7.63
D	-	-	1.91	-	1.95	1.94	1.84	1.75	< 0.80	< 0.80	< 0.80
E	4.90	-	-	4.93	-	5.19	4.94	4.76	< 0.80	< 0.80	< 0.80
F	-	-	1.95	-	1.92	1.92	1.90	1.58	< 0.80	< 0.80	< 0.80
G	-	-	3.84	-	3.86	3.88	3.67	3.58	< 0.80	< 0.80	< 0.80
H	6.78	-	-	6.33	-	7.12	7.90	8.61	10.10	9.79	9.36

Фиг. 25

Материал	Гомоген.+ Гор. Прок. (~67% Общ. Обжатие)	Гомоген.+Гор. Прок.+ Отжиг на тв.р-р		Гомоген. Гор. прок.+ Отжиг на тв.р-р* + Старение					
	1580°F, 6 час, AC + 1525°F, 2 час.+ ГП +1525°F,30 мин повт.нагрев + HR	SA 1525°F, 5 час.+Охл. печью	SA 1525°F, 5 час.+WQ*	Стар. 800°F, 1 час. +AC	Стар. 800°F, 2 час. +AC	Стар. 800°F, 4 час. +AC	Стар. 800°F, 8 час. +AC	Стар. 800°F, 16 час. +AC	Стар. 800°F, 24час. +AC
A	-	-	-	-	-	-	-	-	-
B				4.27	4.05	< 0.80	4.37	< 0.80	< 0.80
C				6.31	6.46	6.70	6.97	7.30	7.84
D	-	-	-	-	-	-	-	-	-
E				4.70	4.49	4.01	< 0.80	< 0.80	< 0.80
F	-	-	-	-	-	-	-	-	-
G				3.79	3.53	3.18	< 0.80	< 0.80	< 0.80
H				8.08	9.31	10.5	11.4	11.6	11.7

Фиг. 26

Материал	Гомог.+Гор.Пр. Отжиг на тв.р-р	Гомоген.+ Гор.прок.+Отж.на тв.р-р + Старен.					
	разный	Стар. 600°F, 3 часа +AC	Стар. 700°F, 3 часа +AC	Стар. 800°F, 3 часа +AC	Стар. 900°F, 3 часа +AC	Стар. 1000°F, 3 часа +AC	Стар. 1100°F, 3 часа +AC
A	2.84	2.94	2.79	< 0.80	< 0.80	< 0.80	< 0.80
B	4.11	4.83	4.74	3.95	< 0.80	6.51	5.06
C	5.37	6.30	6.49	6.64	8.83	8.49	7.72
D	< 0.80	< 0.80	< 0.80	< 0.80	< 0.80	< 0.80	< 0.80
E	4.99	5.43	5.21	4.57	< 0.80	< 0.80	< 0.80
F	1.52	1.56	1.56	< 0.80	< 0.80	< 0.80	< 0.80
G	< 0.80	< 0.80	< 0.80	< 0.80	< 0.80	< 0.80	< 0.80
H	6.39	7.29	7.88	10.9	10.7	10.2	9.45

14

Фиг. 27

Материал	Гомоген.+HR Отж.на тв.р-р+CR		Гомоген.+ Гор.Пр.+Отж.на тв.р-р.+Хол.пр.+Старение (21% CR)					
	21% CR ("½ H")	37% CR ("H")	Стар. 600°F, 3 часа +AC	Стар. 700°F, 3 часа +AC	Стар. 800°F, 3 часа +AC	Стар. 900°F, 3 часа +AC	Стар. 1000°F, 3 часа +AC	Стар. 1100°F, 3 часа +AC
A	2.80	2.80	2.84	< 0.80	< 0.80	< 0.80	< 0.80	< 0.80
B	4.14	4.11	4.50	4.49	< 0.80	5.85	6.33	6.05
C	5.29	5.29	5.77	6.41	7.18	8.80	8.54	7.86
D	< 0.80	1.68	< 0.80	< 0.80	< 0.80	< 0.80	< 0.80	< 0.80
E	4.89	4.86	5.25	< 0.80	< 0.80	4.71	< 0.80	< 0.80
F	1.67	1.80	< 0.80	< 0.80	< 0.80	< 0.80	< 0.80	< 0.80
G	3.73	3.31	3.70	< 0.80	< 0.80	< 0.80	< 0.80	< 0.80
H	6.37	6.16	6.92	7.70	9.83	10.2	9.67	9.13

Фиг. 28

Материал	Гомог.+Гор.Пр.+Отж.на тв.р-р.+Хол. Пр.+Стар. (37% CR)					
	Стар. 600°F, 3 часа +AC	Стар. 700°F, 3 часа +AC	Стар. 800°F, 3 часа +AC	Стар. 900°F, 3 часа +AC	Стар. 1000°F, 3 часа +AC	Стар. 1100°F, 3 часа +AC
A	2.74	< 0.80	< 0.80	< 0.80	< 0.80	< 0.80
B	4.55	< 0.80	< 0.80	6.05	6.70	6.37
C	5.93	6.65	7.91	8.89	8.59	7.96
D	< 0.80	< 0.80	< 0.80	< 0.80	< 0.80	< 0.80
E	5.06	< 0.80	< 0.80	4.59	< 0.80	< 0.80
F	< 0.80	< 0.80	< 0.80	< 0.80	< 0.80	< 0.80
G	< 0.80	< 0.80	< 0.80	< 0.80	< 0.80	< 0.80
H	7.11	8.32	11.4	10.7	10.1	9.30

15

15

Фиг. 29

Материал	Гомоген. + Экструзия	Гомоген.+Экструзия + Отжиг на тв. р-р						
	Гомоген.1580°F, 6 час, AC + 1525°F, 6 час. мин Экструзия	SA 1295°F, 2 час.+ WQ	SA 1335°F, 2 час.+ WQ	SA 1385°F, 2 час.+ WQ	SA 1430°F, 2 час.+ WQ	SA 1480°F, 2 час.+ WQ	SA 1520°F, 2 час.+ WQ	SA 1570°F, 2 час.+ WQ
A	< 0.80	< 0.80	< 0.80	< 0.80	< 0.80	2.50	2.77	2.81
B	4.35	4.24	4.40	4.39	4.14	4.11	4.12	4.12
C	5.77	5.63	5.67	5.55	5.39	5.31	5.31	5.34
D	-	-	-	-	-	-	-	-
E	4.95	4.86	4.80	4.95	4.96	4.94	4.96	4.99
F	-	-	-	-	-	-	-	-
G	3.84	< 0.80	3.77	3.84	3.84	3.85	3.86	3.87
H	6.77	7.65	7.10	7.10	6.58	6.36	6.35	6.37

Фиг. 30

Материал	После литья	Гомогенизация					2-Стад. Гомоген.	Гомоген.+ Гор.высадка (~50% Обжатие)			
		1630°F, 6 час.+ WQ	1580°F, 6 час.+ WQ	1525°F, 10 час. +WQ	1450°F, 10 час. + WQ	1450°F, 14 час. + WQ	1450°F, 14 час.+ WQ, + 1525°F, 10 час. + WQ	1630°F, 6 час.+ HU + WQ	1580°F, 6 час.+ HU + WQ	1525°F, 10 час. + HU + WQ	1450°F, 10 час. + HU + WQ
A	97.9 HRB	57.5 HRB	62.8 HRB	62.4 HRB	64.2 HRB	64.5 HRB	62.4 HRB	N/A	N/A	N/A	N/A
B	94.7 HRB	59.9 HRB	58.8 HRB	51.2 HRB	59.3 HRB	-	-	N/A	N/A	N/A	N/A
C	98.8 HRB	57.9 HRB	54.4 HRB	54.6 HRB	57.6 HRB	-	-	N/A	N/A	N/A	N/A
D	69.5 HRB	75.6 HRB	66.6 HRB	48.1 HRB	51.8 HRB	56.1 HRB	53.0 HRB	N/A	N/A	N/A	N/A
E	87.4 HRB	53.5 HRB	51.8 HRB	46.5 HRB	50.9 HRB	-	-	N/A	N/A	N/A	N/A
F	64.8 HRB	63.4 HRB	69.4 HRB	45.1 HRB	46.0 HRB	49.0 HRB	58.3 HRB	N/A	N/A	N/A	N/A
G	79.1 HRB	47.9 HRB	44.4 HRB	44.8 HRB	62.9 HRB	47.4 HRB	49.0 HRB	N/A	N/A	N/A	N/A
H	93.4 HRB	76.0 HRB	63.6 HRB	62.8 HRB	49.0 HRB	-	-	N/A	N/A	N/A	N/A

16

16

Фиг. 31

Материал	Гомогенизация			Гомогениз.+ Отжиг на тв.р-р		Гомогениз.+ Отжиг на тв.р-р + Старение					
	1580°F, 6 час.+ AC	1540°F, 6 час.+ AC	1375°F, 16 час. + AC	SA 1525°F, 2 час. +WQ	SA 1400°F, 2 час. +WQ	Стар. 600°F, 3 час. +AC	Стар. 700°F, 3 час. +AC	Стар. 800°F, 3 час. +AC	Стар. 900°F, 3 час. +AC	Стар. 981°F, 3 час. +AC	Стар. 1100°F, 3 час. +AC
A	-	77.2 HRB	-	69.1 HRB	-	80.6 HRB	76.2 HRB	100.8 HRB	102.8 HRB	21.4 HRC	95.8 HRB
B	76.1 HRB	-	-	62.2 HRB	-	89.5 HRB	95.6 HRB	100.6 HRB	101.0 HRB	97.0 HRB	91.8 HRB
C	74.2 HRB	-	-	62.4 HRB	-	94.0 HRB	101.8 HRB	31.9 HRC	103.2 HRB	96.3 HRB	90.1 HRB
D	-	-	61.2 HRB	-	61.3 HRB	65.7 HRB	66.3 HRB	80.9 HRB	97.4 HRB	97.4 HRB	92.6 HRB
E	59.4 HRB	-	-	54.6 HRB	-	67.6 HRB	59.0 HRB	68.5 HRB	88.8 HRB	85.1 HRB	83.7 HRB
F	-	-	54.2 HRB	-	58.5 HRB	58.9 HRB	60.0 HRB	79.4 HRB	94.9 HRB	95.9 HRB	90.4 HRB
G	-	-	53.8 HRB	-	52.8 HRB	62.0 HRB	59.0 HRB	75.5 HRB	95.1 HRB	93.8 HRB	88.5 HRB
H	83.0 HRB	-	-	67.6 HRB	-	95.2 HRB	32.8 HRC	37.5 HRC	94.0 HRB	91.9 HRB	87.5 HRB

Фиг. 32

Материал	Гомоген.+Гор.пр. (~67% Общ. Обжатие)	Гомогениз.+ Горяч.прокат.+ Отж. на тв.р-р		Гомоген.+Гор. Пр.+ Отж. на тв.р-р* + Старение					
	1580°F, 6 час, AC + 1525°F, 2 час.+ HR + 1525°F, 30мин. повт.нагр. + HR	SA 1525°F, 5 час.+Охл Печью	SA 1525°F, 5 час.+WQ*	Стар. 800°F, 1 час. +AC	Стар. 800°F, 2 час. +AC	Стар. 800°F, 4 час. +AC	Стар. 800°F, 8 час. +AC	Стар. 800°F, 16 час. +AC	Стар. 800°F, 24 час. +AC
A	-	-	-	-	-	-	-	-	-
B				93.6 HRB	94.4 HRB	97.7 HRB	37.7 HRC	35.5 HRC	34.0 HRC
C				29.7 HRC	28.8 HRC	30.9 HRC	32.9 HRC	30.6 HRC	33.3 HRC
D	-	-	-	-	-	-	-	-	-
E				76.4 HRB	81.3 HRB	89.8 HRB	90.3 HRB	98.6 HRB	99.3 HRB
F	-	-	-	-	-	-	-	-	-
G				64.2 HRB	80.8 HRB	85.0 HRB	100.9 HRB	100.3 HRB	94.1 HRB
H				33.3 HRC	31.1 HRC	90.3 HRB	98.1 HRB	94.7 HRB	95.5 HRB

17

Фиг. 33

Материал	Гомоген.+HR + Отж. на тв.р-р	Гомоген.+Гор.пр.+Отжиг на тв.р-р + Старение					
	Разный	Стар. 600°F, 3 часа +AC	Стар. 700°F, 3 часа +AC	Стар. 800°F, 3 часа +AC	Стар. 900°F, 3 часа +AC	Стар. 1000°F, 3 часа +AC	Стар. 1100°F, 3 часа +AC
A	62.3 HRB	86.2 HRB	76.3 HRB	96.6 HRB	31.3 HRC	100.4 HRB	95.9 HRB
B	64.5 HRB	94.1 HRB	96.3 HRB	28.8 HRC	102.6 HRB	97.3 HRB	92.6 HRB
C	65.0 HRB	96.5 HRB	101.0 HRB	31.3 HRC	26.1 HRC	95.0 HRB	87.8 HRB
D	76.1 HRB	79.5 HRB	78.5 HRB	91.6 HRB	88.5 HRB	89.5 HRB	89.0 HRB
E	54.2 HRB	73.2 HRB	60.2 HRB	71.8 HRB	92.6 HRB	87.3 HRB	83.5 HRB
F	72.0 HRB	71.9 HRB	70.9 HRB	83.8 HRB	89.3 HRB	90.8 HRB	86.6 HRB
G	77.8 HRB	84.2 HRB	87.2 HRB	95.8 HRB	94.0 HRB	90.8 HRB	85.6 HRB
H	66.5 HRB	95.4 HRB	30.1 HRC	101.1 HRB	97.4 HRB	91.0 HRB	86.4 HRB

Фиг. 34

Материал	Гомог.+ HR + SA + Хол.Пр.		Гомог.+ Гор.Пр.+ Отж.на тв.р-р + Хол.Пр.+ Старение (21% CR)					
	21% CR ("½ H")	37% CR ("H")	Стар. 600°F, 3 часа +AC	Стар. 700°F, 3 часа +AC	Стар. 800°F, 3 часа +AC	Стар. 900°F, 3 часа +AC	Стар. 1000°F, 3 часа +AC	Стар. 1100°F, 3 часа +AC
A	93.6 HRB	96.3 HRB	98.2 HRB	40.0 HRC	39.1 HRC	35.7 HRC	27.6 HRC	22.0 HRC
B	94.6 HRB	27.6 HRC	22.4 HRC	26.4 HRC	35.7 HRC	31.5 HRC	101.5 HRB	95.6 HRB
C	92.4 HRB	24.8 HRC	22.5 HRC	33.1 HRC	37.1 HRC	29.0 HRC	97.9 HRB	92.3 HRB
D	94.7 HRB	28.3 HRC	98.0 HRB	27.7 HRC	31.8 HRC	29.1 HRC	22.4 HRC	96.1 HRB
E	93.3 HRB	21.2 HRC	100.2 HRB	30.7 HRC	31.1 HRC	102.0 HRB	95.8 HRB	90.9 HRB
F	94.7 HRB	101.5 HRB	91.9 HRB	26.9 HRC	27.6 HRC	100.7 HRB	20.2 HRC	93.9 HRB
G	90.6 HRB	25.5 HRC	97.4 HRB	27.0 HRC	28.5 HRC	100.8 HRB	96.7 HRB	88.9 HRB
H	94.6 HRB	26.7 HRC	99.1 HRB	32.3 HRC	27.6 HRC	94.7 HRB	90.8 HRB	84.6 HRB

Фиг. 35

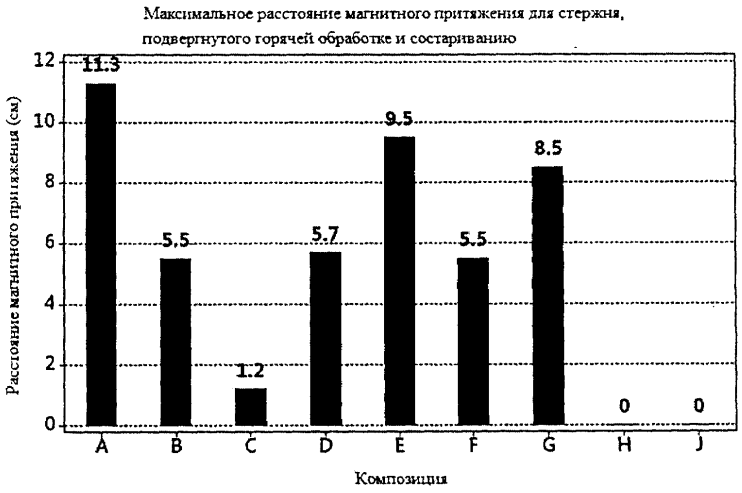
Материал	Гомогениз.+ Гор.Прок.+Отжиг на тв.р-р + Хол. Прок. + Старение (37%CR)					
	Стар. 600°F, 3 часа+AC	Стар. 700°F, 3 часа+AC	Стар. 800°F, 3 часа+AC	Стар. 900°F, 3 часа +AC	Стар. 1000°F, 3 часа +AC	Стар. 1100°F, 3 часа +AC
A	31.0 HRC	41.2 HRC	39.3 HRC	28.8 HRC	28.1 HRC	23.2 HRC
B	33.4 HRC	37.9 HRC	39.0 HRC	32.8 HRC	101.6 HRB	98.0 HRB
C	33.5 HRC	39.7 HRC	38.0 HRC	29.3 HRC	99.1 HRB	94.0 HRB
D	27.5 HRC	35.2 HRC	33.4 HRC	29.7 HRC	24.1 HRC	94.0 HRB
E	30.3 HRC	33.8 HRC	31.3 HRC	102.5 HRB	94.8 HRB	91.5 HRB
F	25.6 HRC	32.5 HRC	32.3 HRC	27.2 HRC	22.1 HRC	91.9 HRB
G	29.4 HRC	36.4 HRC	32.2 HRC	26.7 HRC	94.6 HRB	88.4 HRB
H	35.3 HRC	41.3 HRC	23.1 HRC	97.8 HRB	92.1 HRB	87.8 HRB

Фиг. 36

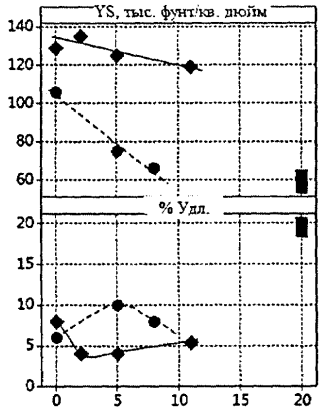
Материал	Гомогениз. + Экструзия (88%)	Гомогенизация + Экструзия + Отжиг на тв. р-р							
	Разный	SA 1295°F, 2час.+ WQ	SA 1335°F, 2час.+ WQ	SA 1385°F, 2час.+ WQ	SA 1400°F, 2час.+ WQ	SA 1430°F, 2час.+ WQ	SA 1480°F, 2час.+ WQ	SA 1520°F, 2час.+ WQ	SA 1570°F, 2час.+ WQ
A	91.9 HRB	91.4 HRB	89.8 HRB	86.0 HRB	-	81.9 HRB	73.2 HRB	71.7 HRB	71.7 HRB
B	79.1 HRB	87.4 HRB	84.3 HRB	79.1 HRB	-	74.4 HRB	72.0 HRB	72.6 HRB	72.7 HRB
C	86.6 HRB	84.7 HRB	81.4 HRB	78.3 HRB	-	72.3 HRB	69.5 HRB	68.7 HRB	69.4 HRB
D	78.2 HRB	82.0 HRB	78.9 HRB	67.9 HRB	-	64.2 HRB	62.9 HRB	-	-
E	59.8 HRB	68.9 HRB	60.1 HRB	58.4 HRB	58.4 HRB	59.2 HRB	59.0 HRB	59.1 HRB	59.7 HRB
F	69.6 HRB	75.0 HRB	69.8 HRB	63.9 HRB	-	61.1 HRB	60.0 HRB	-	-
G	57.1 HRB	74.7 HRB	57.8 HRB	55.5 HRB	54.6 HRB	55.4 HRB	55.1 HRB	53.5 HRB	53.5 HRB
H	80.8 HRB	83.6 HRB	81.4 HRB	79.6 HRB	-	76.4 HRB	73.5 HRB	72.8 HRB	73.6 HRB
J	82.6 HRB	-	-	-	54.7 HRB	-	-	-	-

19

Фиг. 37

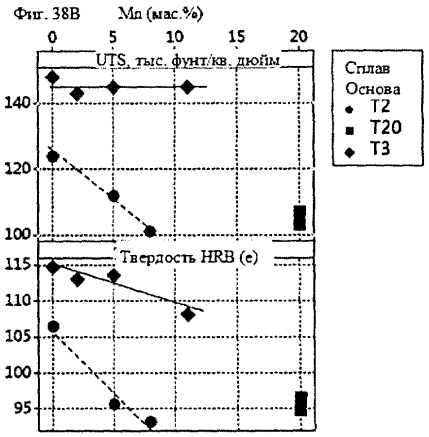


Фиг. 38A



Фиг. 38C

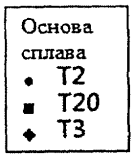
Фиг. 38B



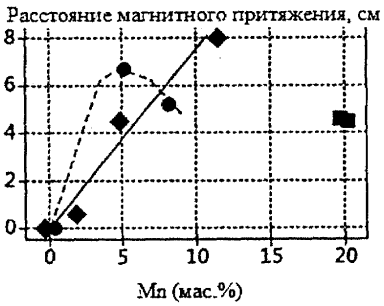
Фиг. 38D

20

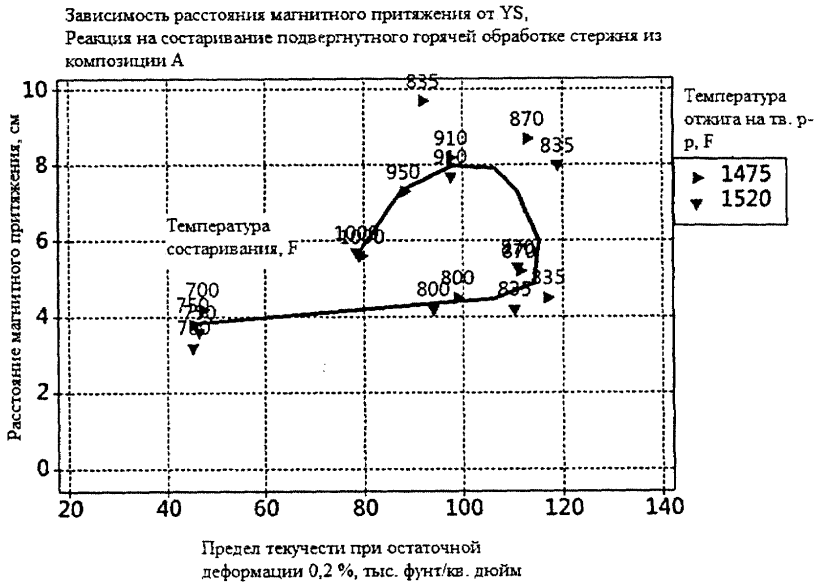
20



Фиг. 38E



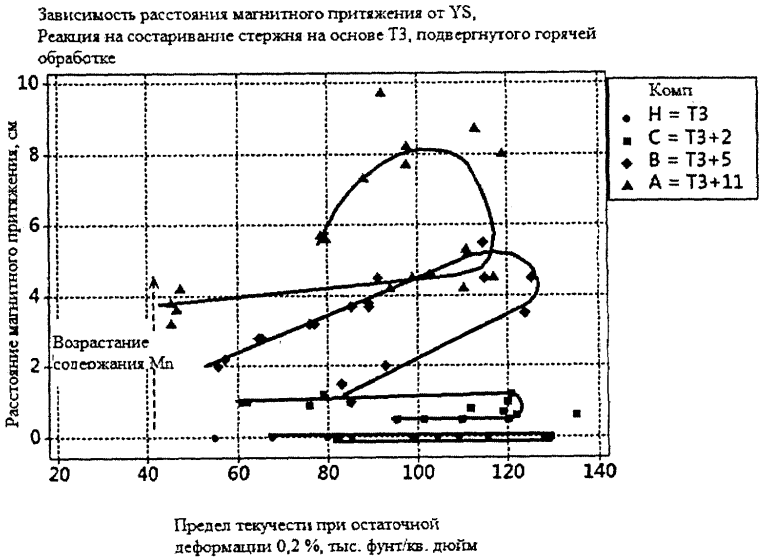
Фиг. 39A



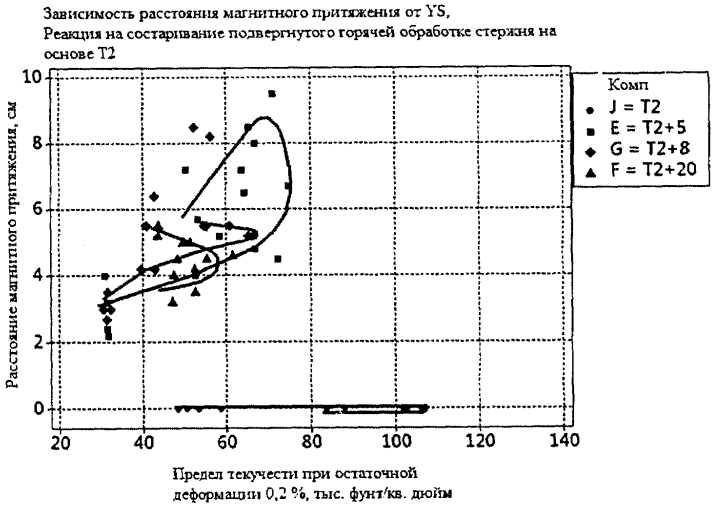
21

21

Фиг. 39B



Фиг. 39C



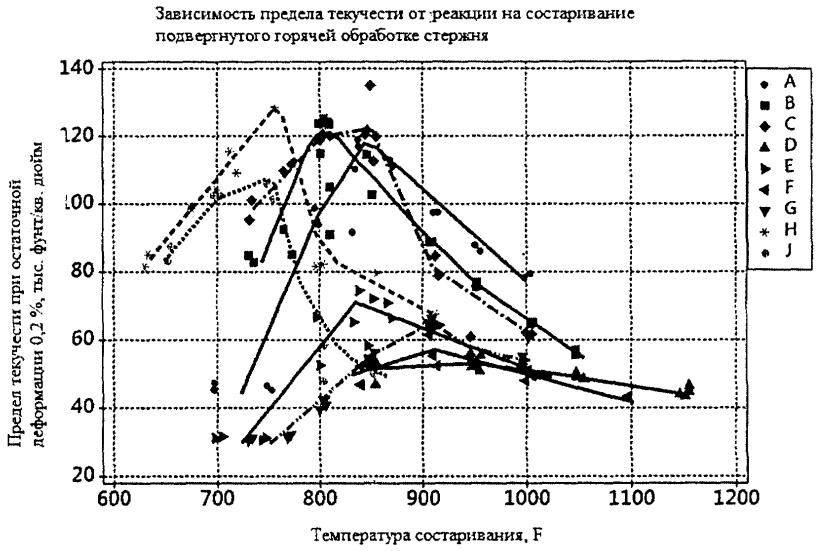
22

22

Фиг. 39D



Фиг. 40A

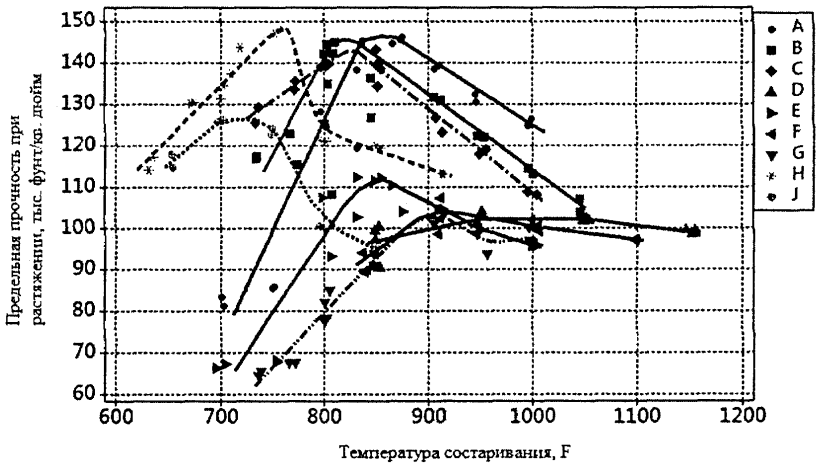


23

23

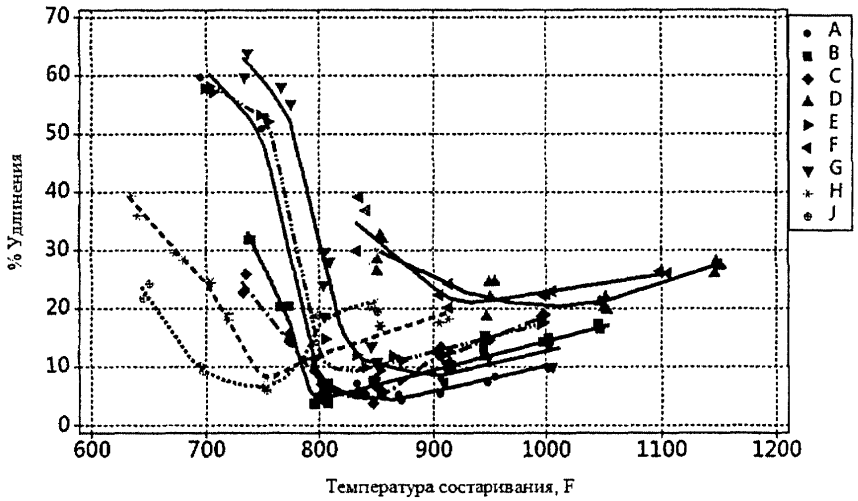
Фиг. 40B

Зависимость предельной прочности при растяжении от реакции на состаривание подвергнутого горячей обработке стержня



Фиг. 40C

Зависимость удлинения и реакции на состаривание подвергнутого горячей обработке стержня

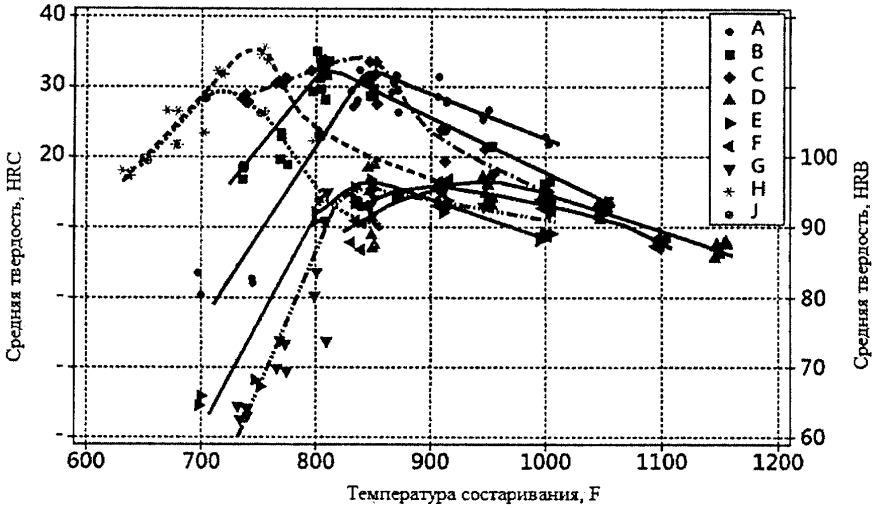


24

24

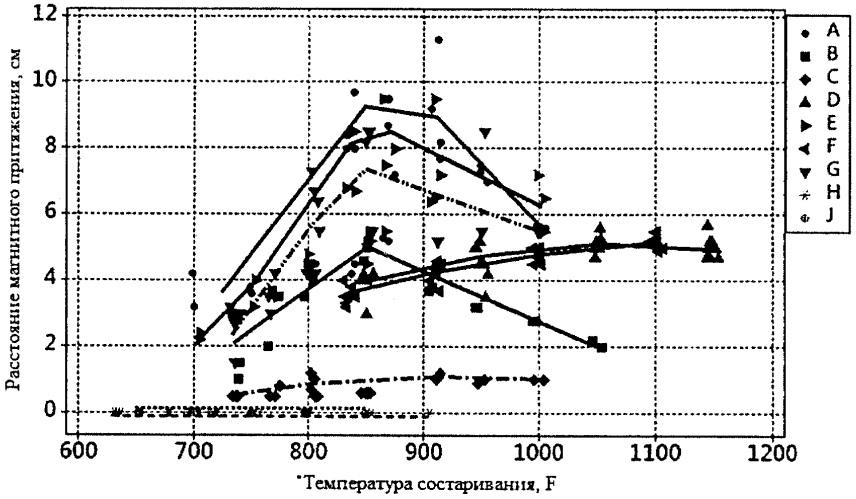
Фиг. 40D

Зависимость твердости от реакции на состаривание для подвергнутого горячей обработке стержня



Фиг. 40E

Заявисимость расстояния магнитного притяжения от реакции на состаривание для подвергнутого горячей обработке стержня



25

25

Фиг. 41A



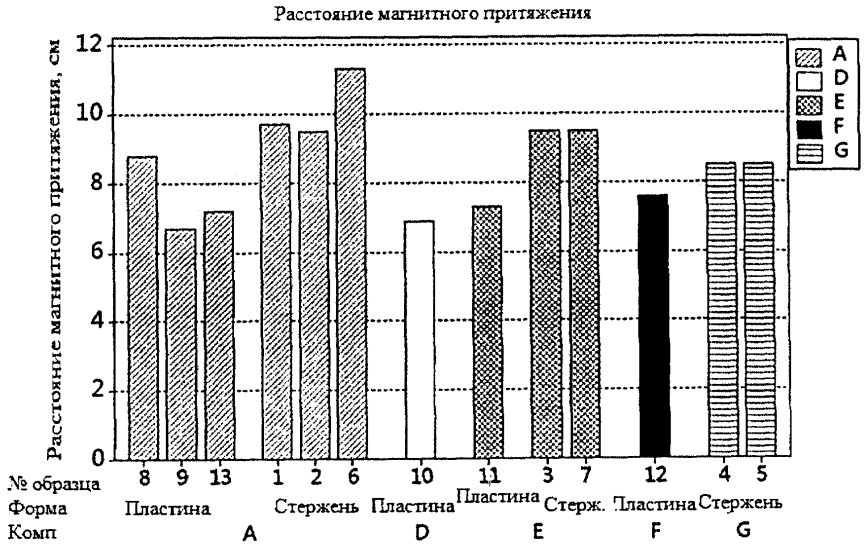
Фиг. 41B



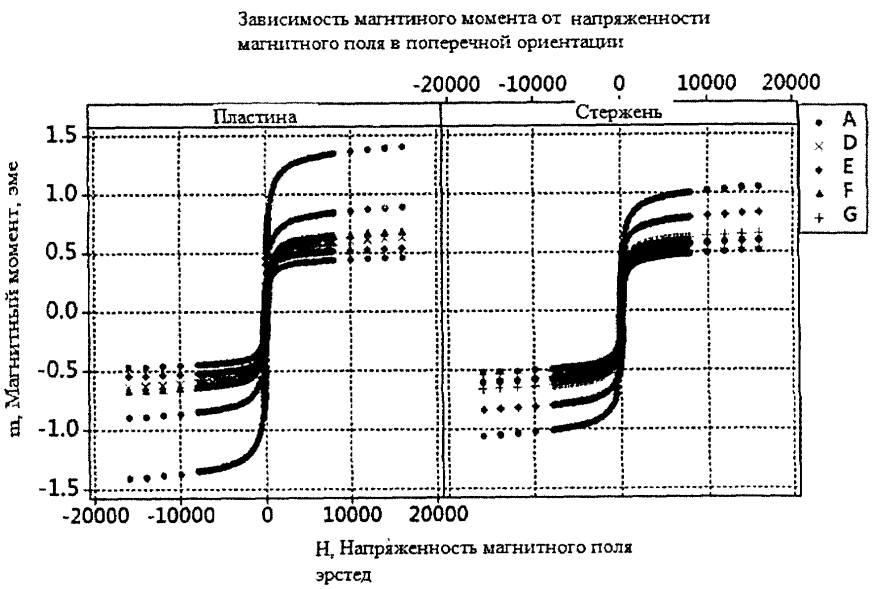
26

26

Фиг. 42



Фиг. 43

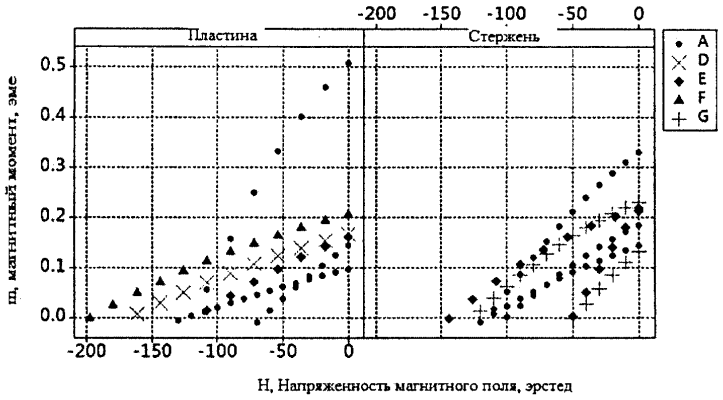


27

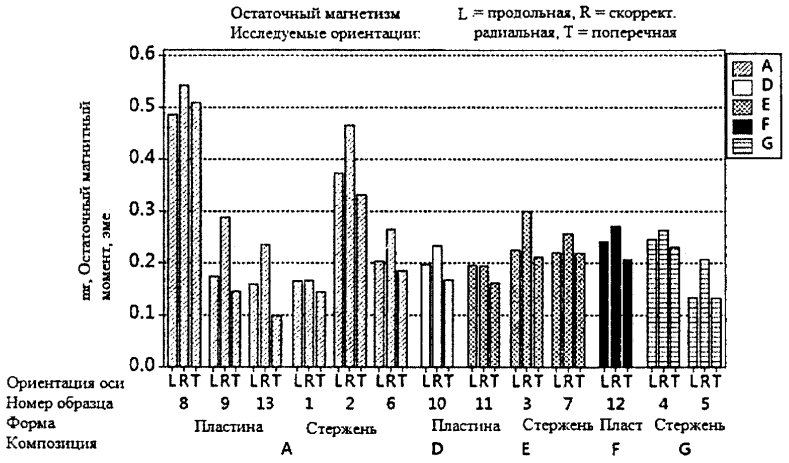
27

Фиг. 44

Квадрант II зависимости магнитного момента от напряженности поля в поперечной ориентации



Фиг. 45



28

28

Фиг. 46

Коэрцетивность



Фиг. 47

Максимальный магнитный момент при насыщении

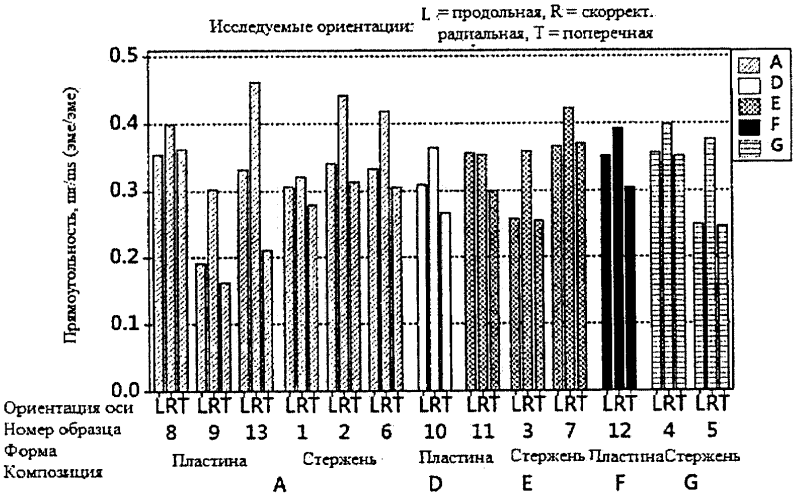


29

29

Фиг. 48

Прямоугольность



Фиг. 49

Удельная намагниченность

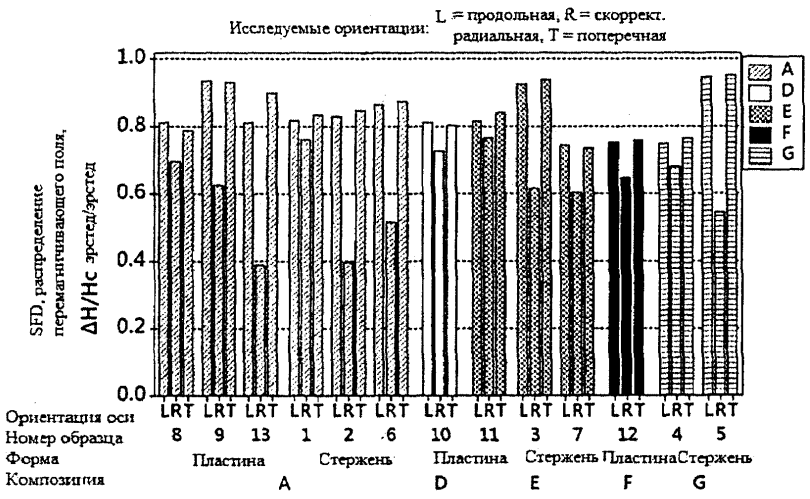


30

30

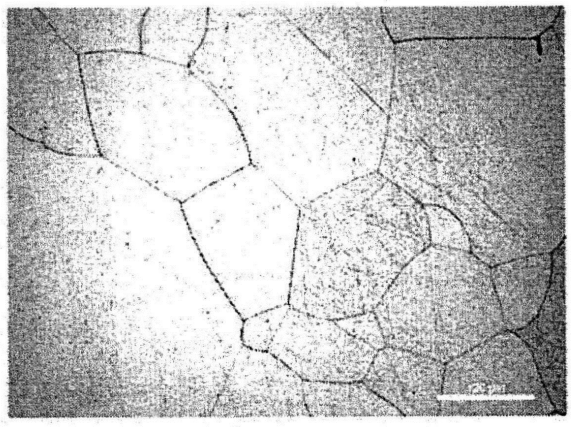
Фиг. 50

Распределение перемагничивающего поля

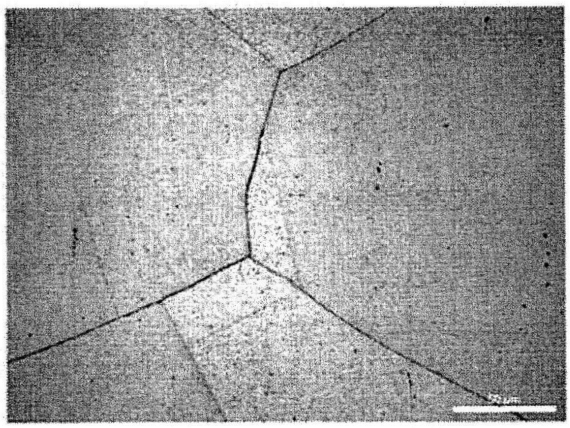


31

Фиг. 51A

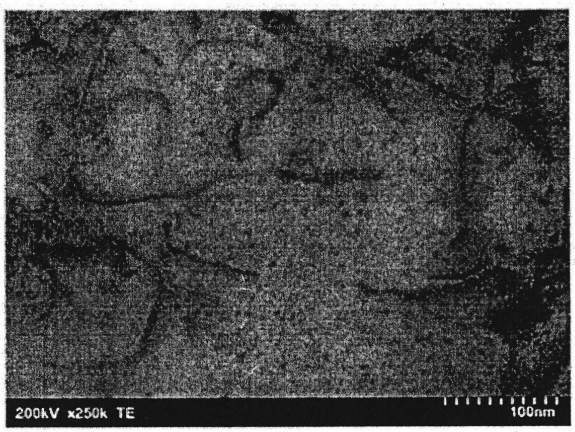


Фиг. 51B

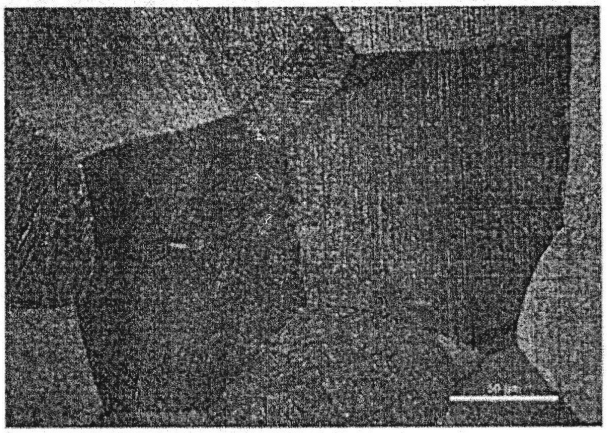


32

Фиг. 52

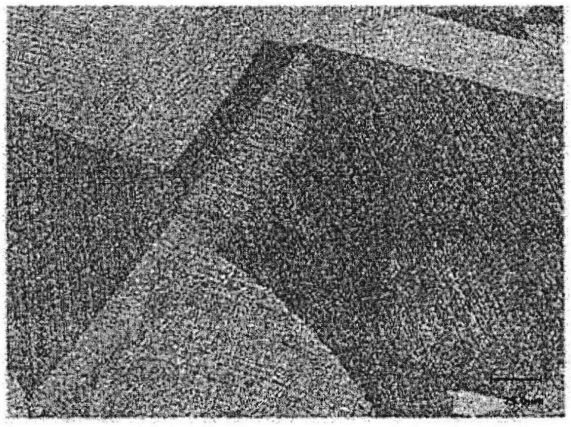


Фиг. 53

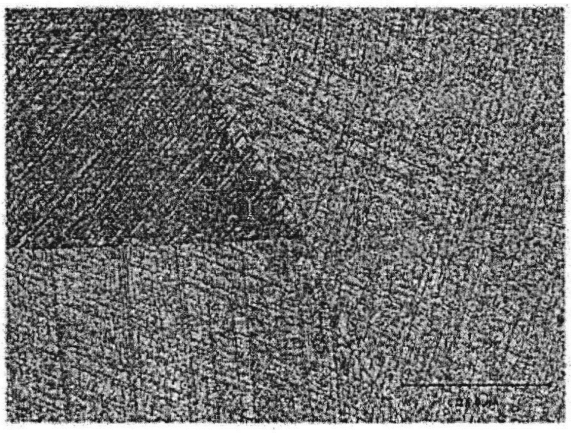


33

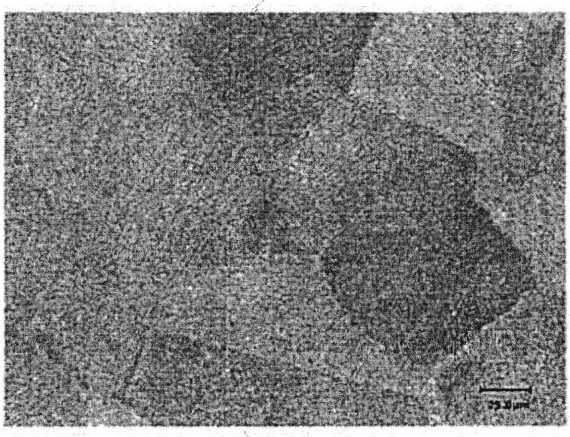
Фиг. 54A



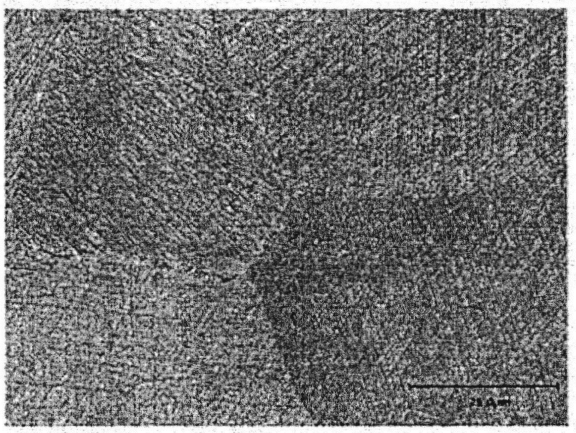
Фиг. 54B



Фиг. 54C

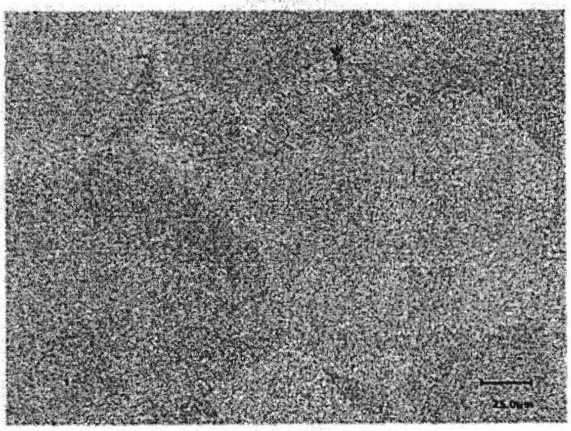


Фиг. 54D

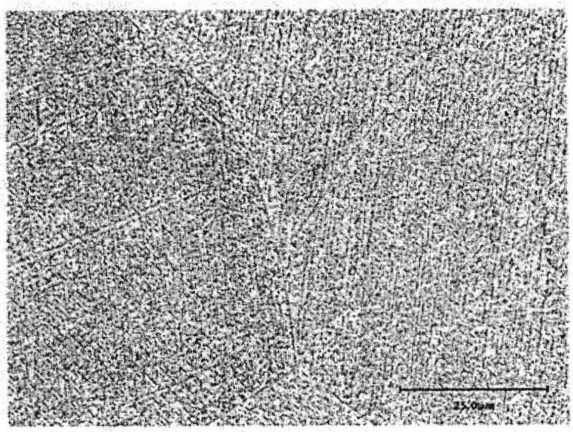


35

Фиг. 54E



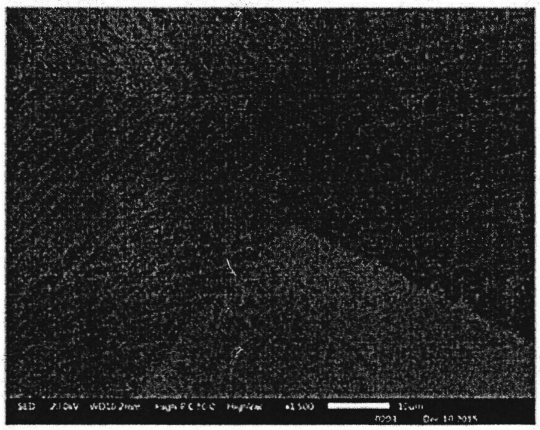
Фиг. 54F



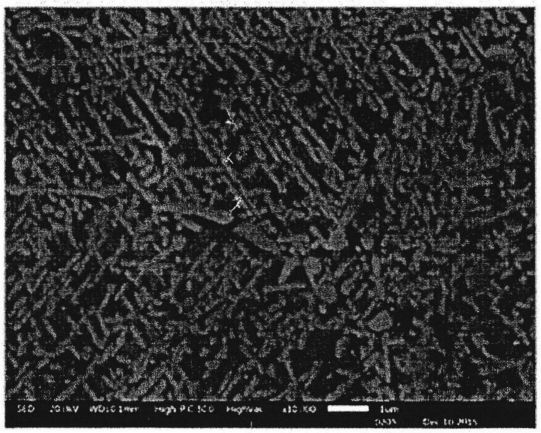
36

36

Фиг. 55A



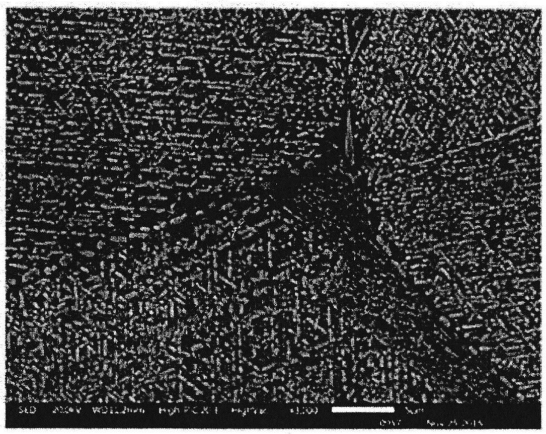
Фиг. 55B



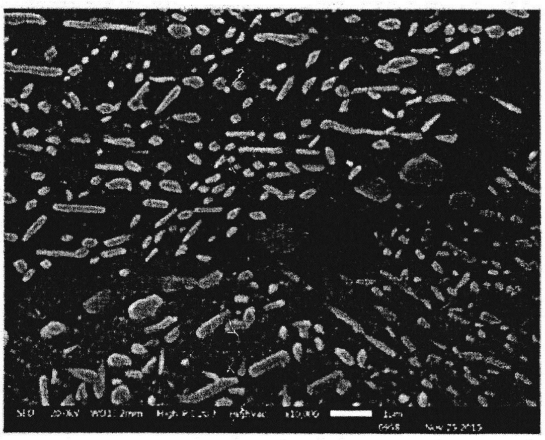
37

37

Фиг. 55C



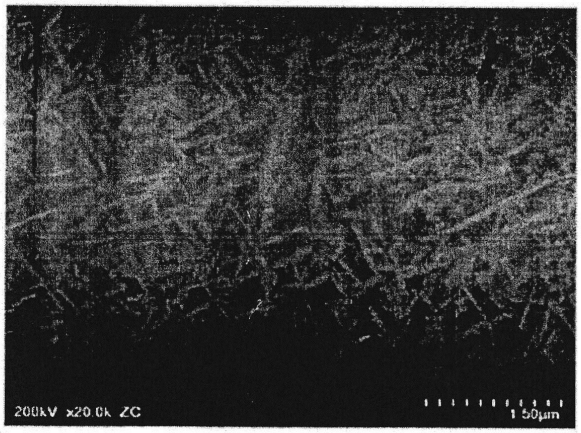
Фиг. 55D



38

38

Фиг. 56A



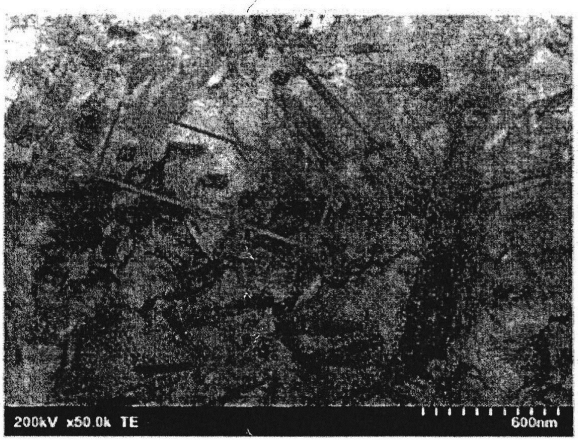
Фиг. 56B



39

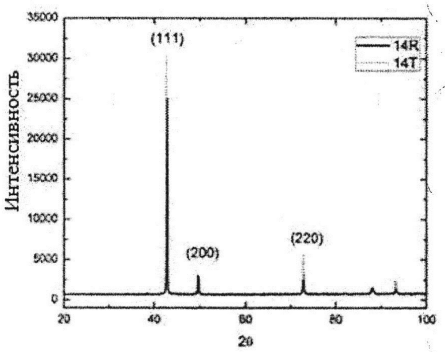
39

Фиг. 56C

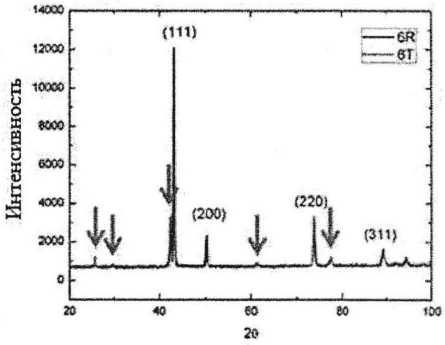


Фиг. 57

Композиция А - отожженная на тв. р-р

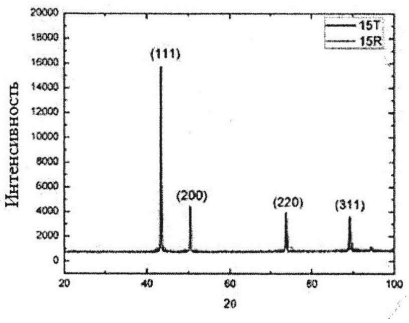


Композиция А- состаренная

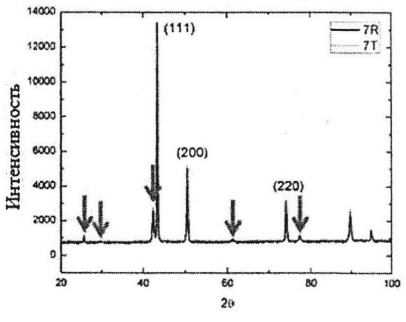


Фиг. 58

Композиция Е - отожженная на тв. р-р



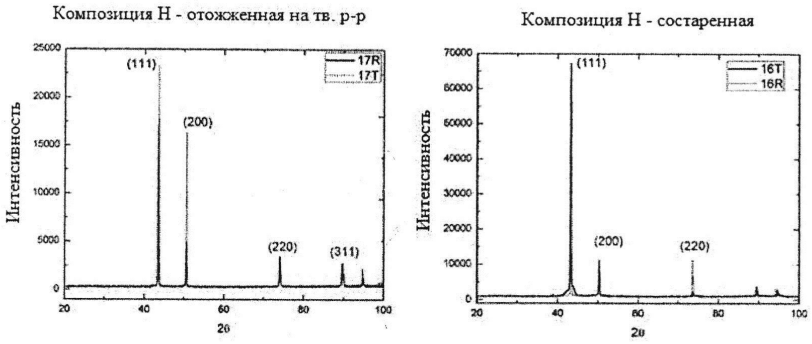
Композиция Е - состаренная



40

40

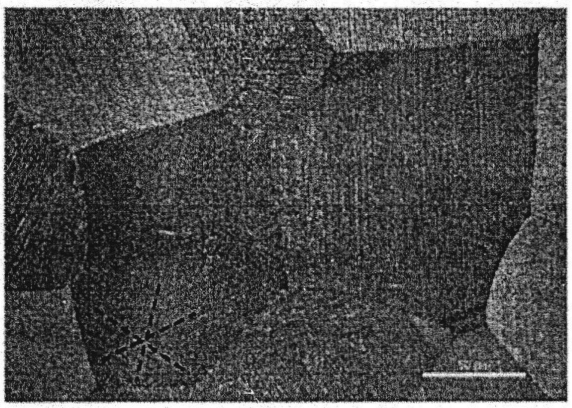
Фиг. 59


Композиция H - отожженная на тв. р-р
Интенсивность
(111)
(200)
(220)
(311)
17R
17T
2θ
Композиция H - состаренная
Интенсивность
(111)
(200)
(220)
16T
16R
2θ

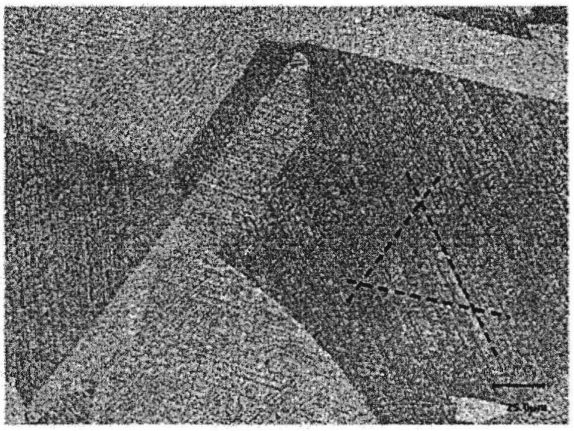
41

41

Фиг. 60A



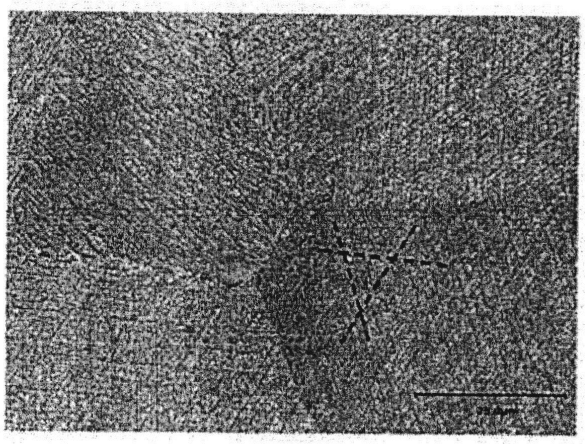
Фиг. 60B



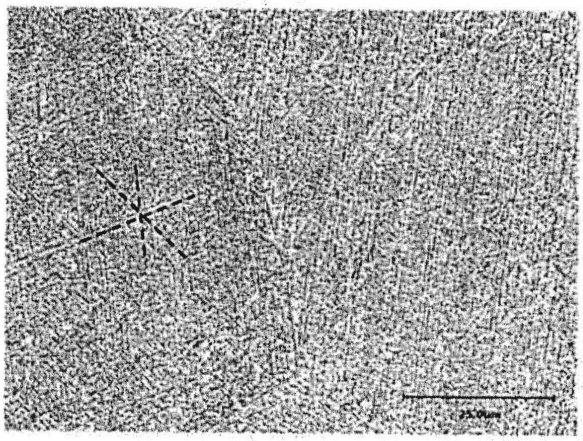
42

42

Фиг. 60C

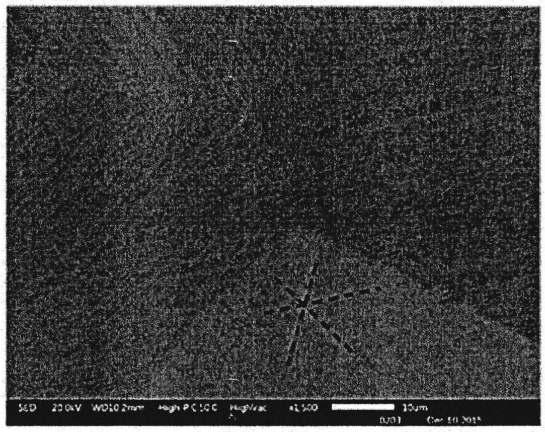


Фиг. 60D



43

Фиг. 60E



Фиг. 60F

