



**ФЕДЕРАЛЬНАЯ СЛУЖБА
ПО ИНТЕЛЛЕКТУАЛЬНОЙ СОБСТВЕННОСТИ,
ПАТЕНТАМ И ТОВАРНЫМ ЗНАКАМ**

(12) ОПИСАНИЕ ИЗОБРЕТЕНИЯ К ПАТЕНТУ

(21)(22) Заявка: **2009104332/02**, **02.02.2007**

(24) Дата начала отсчета срока действия патента:
02.02.2007

Приоритет(ы):

(30) Конвенционный приоритет:
13.09.2006 US 11/519,788

(43) Дата публикации заявки: **20.10.2010** Бюл. № 29

(45) Опубликовано: **27.07.2011** Бюл. № 21

(56) Список документов, цитированных в отчете о
поиске: **WO 0248418 A1**, **20.06.2002**. **RU 2266347 C2**,
20.12.2005. **JP 11269603 A**, **05.10.1999**. **JP**
2001140040 A, **22.05.2001**.

(85) Дата начала рассмотрения заявки РСТ на
национальной фазе: **13.04.2009**

(86) Заявка РСТ:
SE 2007/050057 (02.02.2007)

(87) Публикация заявки РСТ:
WO 2008/033084 (20.03.2008)

Адрес для переписки:

**191036, Санкт-Петербург, а/я 24,
"НЕВИНПАТ", пат.пов. А.В.Поликарпову**

(72) Автор(ы):

**САНДБЕРГ Одд (SE),
ТИДЕСТЕН Магнус (SE),
ХИЛЬСКОГ Томас (SE)**

(73) Патентообладатель(и):

Уддехольмс АБ (SE)

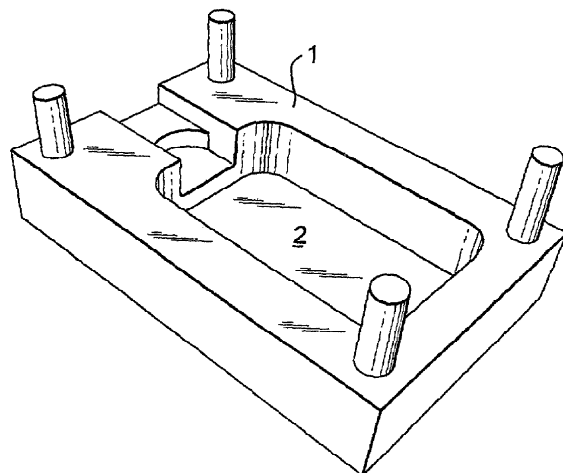
**(54) ЛЕГИРОВАННАЯ СТАЛЬ, ДЕРЖАТЕЛЬ ИЛИ ДЕТАЛЬ ДЕРЖАТЕЛЯ ДЛЯ
ИНСТРУМЕНТА ДЛЯ ФОРМОВАНИЯ ПЛАСТМАСС, УПРОЧНЕННАЯ ЗАКАЛКОЙ
ЗАГОТОВКА ДЛЯ ДЕРЖАТЕЛЯ ИЛИ ДЕТАЛИ ДЕРЖАТЕЛЯ, СПОСОБ ПРОИЗВОДСТВА
ЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ**

(57) Реферат:

Изобретение относится к области металлургии, а именно к легированной стали для изготовления заготовки держателя или заготовки детали держателя, или заготовки инструмента для формования для формирования держателя или детали держателя для инструмента для формования пластмассы или инструмента для формования и способу ее производства. Сталь содержит, мас. %: 0,08-0,19 С, $0,16 \leq C+N \leq 0,28$, 0,1-1,5 Si,

0,1-2,0 Mn, 13,0-15,4 Cr, 0,01-1,8 Ni, 0,01-1,3 Mo, до 0,7 V максимально, возможно, S в количестве до 0,25S, а также, возможно, Са и О в количествах до 0,01 Са, до 0,01 О, железо и неизбежные примеси - остальное, при этом микроструктура стали в упрочненном закалкой состоянии представляет собой мартенсит, содержащий до 30 об. % феррита. Способ получения стали включает получение стали, горячую обработку слитка стали в интервале температур 1100-1300°C, закалку путем

охлаждения стали, двукратный отпуск стали в течение 2 ч при температуре 510-650°C. Технический результат - повышение механических свойств, прокаливаемости, коррозионной стойкости и полируемости. 3 н. и 12 з.п. ф-лы, 8 ил., 11 табл.



Фиг.1

RU 2 4 2 5 1 7 0 C 2

RU 2 4 2 5 1 7 0 C 2



FEDERAL SERVICE
FOR INTELLECTUAL PROPERTY,
PATENTS AND TRADEMARKS

(51) Int. Cl.

C22C 38/44 (2006.01)**C21D 1/78** (2006.01)**(12) ABSTRACT OF INVENTION**(21)(22) Application: **2009104332/02, 02.02.2007**(24) Effective date for property rights:
02.02.2007

Priority:

(30) Priority:
13.09.2006 US 11/519,788(43) Application published: **20.10.2010 Bull. 29**(45) Date of publication: **27.07.2011 Bull. 21**(85) Commencement of national phase: **13.04.2009**(86) PCT application:
SE 2007/050057 (02.02.2007)(87) PCT publication:
WO 2008/033084 (20.03.2008)

Mail address:

**191036, Sankt-Peterburg, a/ja 24, "NEVINPAT",
pat.pov. A.V.Polikarpovu**

(72) Inventor(s):

**SANDBERG Odd (SE),
TIDESTEN Magnus (SE),
KhILL'SKOG Tomas (SE)**

(73) Proprietor(s):

Uddeholm's AB (SE)**(54) ALLOYED STEEL, HOLDER OR PART OF HOLDER FOR TOOL FOR PLASTIC MOULDING, STRENGTHENED WITH QUENCHING WORK PIECE FOR HOLDER OR PART OF HOLDER, PROCEDURE FOR PRODUCTION OF ALLOYED STEEL**

(57) Abstract:

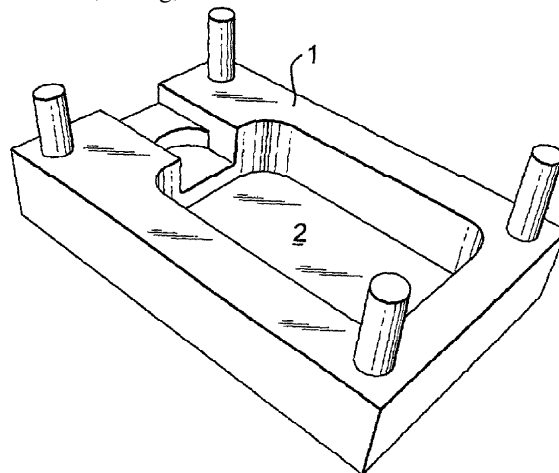
FIELD: metallurgy.

SUBSTANCE: steel contains, wt %: 0.08-0.19 C, $0.16 \leq C+N \leq 0.28$, 0.1-1.5 Si, 0.1-2.0 Mn, 13.0-15.4 Cr, 0.01-1.8 Ni, 0.01-1.3 Mo, to 0.7 V maximally, possible, S at amount up to 0.25S, and also, possible, Ca and O at amounts to 0.01 Ca, to 0.01 O, iron and unavoidable impurities - the rest. Also, micro-structure of steel in state hardened with quenching corresponds to martensite containing to 30 vol. % of ferrite. Procedure for production of steel consists in production of steel, in hot treatment of steel ingot in interval of temperature 1100-1300°C, in quenching by steel cooling, in double tempering steel during 2 hours at temperature 510-650°C.

EFFECT: raised mechanical properties, hardenability, corrosion resistance and ability to

buffing.

15 cl, 8 dwg, 6 tbl



Фиг.1

Данное изобретение относится к легированной стали, в частности к легированной стали для изготовления держателей или деталей держателей для инструментов для формования пластмасс, пресс-форм для пластмасс и резины с умеренными требованиями к полируемости, головок для экструзии пластмасс, а также для конструктивных элементов. Данное изобретение также относится к изготовленным из стали держателям и деталям держателей, а также к изготовленным из легированной стали заготовкам для изготовления указанных держателей и деталей держателей. Данное изобретение также относится к способу производства указанной легированной стали, который может обеспечить повышенную экономичность производства.

Держатели и детали держателей для инструментов для формования пластмассы применяют в качестве фиксирующих и/или каркасных элементов для инструмента для формования пластмассы в наборах инструментов, в которых пластмассовое изделие изготавливают посредством какого-либо способа формования. Из возможных деталей держателей можно упомянуть подштамповые плиты и другие элементы конструкции, а также тяжелые блоки с большими углублениями, которые могут вместить и удержать современный инструмент для формования. Сталь, которую заявитель производит и продает под зарегистрированной торговой маркой RAMAX S®, имеет следующий номинальный состав, в мас. %: 0,33 C; 0,35 Si; 1,35 Mn; 16,6 Cr; 0,55 Ni; 0,12 N; 0,12 S, остальное - железо и примеси производства стали. Ближайшей сравнимой стандартизированной сталью является сталь типа AISI 420F. Стали данного типа обладают достаточной стойкостью к коррозии; они закалены и отпущены с получением мартенситной микроструктуры.

В последние годы были разработаны несколько сталей, для которых стремились улучшить характеристики сталей для данной области применения. В частности, свойствами, которым уделяли особое внимание для улучшения характеристик сталей, являются стойкость к коррозии, пластичность, закаливаемость и обрабатываемость. Данные стали содержат меньшие количества углерода и хрома, чем упомянутые выше стали. Кроме того, в них добавлена медь, а содержания кремния, марганца и никеля изменены. Для того чтобы получить очень низкое содержание углерода, расплав необходимо обработать на дополнительной технологической стадии. Это так называемое обезуглероживание требует конвертера, который оборудован устройствами для продувки газа, обычно кислорода или смеси кислорода и аргона, через расплав. Указанная дополнительная технологическая стадия приводит к повышению себестоимости производств.

Пример легированной стали для применения в изготовлении компонентов основания пресс-формы для заливки пластмассы под давлением описан в патенте США №6358334. Легированная сталь включает 0,03-0,06% C; 1,0-1,6% Mn; 0,01-0,03% P; 0,06-0,3% S; 0,25-1,0% Si; 12,0-14,0% Cr; 0,5-1,3% Cu; 0,01-0,1% V; 0,02-0,08% N, остальное - Fe со следами обычно присутствующих элементов. Сообщают, что по сравнению со сталью типа AISI 420F данная сталь обладает выгодным сочетанием характеристик благодаря пониженной твердости и прокаливаемости, повышенной пластичности, стойкости к коррозии, высокотемпературной прочности и свариваемости, а также повышенному качеству поверхности, обработанной в горячем состоянии.

В патенте США №2002/0162614 описана мартенситно-стареющая легированная сталь, пригодная для изготовления каркасной конструкции для пресс-форм для пластмассы, элемент пресс-формы и способ производства легированной стали;

сообщают, что для данной стали достигли повышенной обрабатываемости, хорошей свариваемости и высокой стойкости к коррозии. Сплав включает 0,02-0,075% C; 0,1-0,6% Si; 0,5-0,25% S; до 0,04% P максимально; 12,4-15,2% Cr; 0,05-1,0% Mo; 0,2-1,8 Ni; до 0,15% V максимально, 0,1-0,45% Cu; до 0,03% Al максимально; 0,02-0,08% N, а
 5 остаток представляет собой Fe и примеси производства.

В WO 2006/016043 описана мартенситная нержавеющая сталь для пресс-формы или элемента пресс-формы для литья пластмасс под давлением. Легированная сталь включает 0,02-0,09% C; 0,025-0,12% N; максимально 0,34% Si; максимально 0,080% Al;
 10 0,55-1,8% Mn; 11,5-16% Cr; возможно до 0,48% Cu; до 0,90 (Mo+W/2) %; до 0,90% Ni; до 0,090% V; до 0,090% Nb, до 0,025% Ti, возможно до 0,25% S, остаток представляет собой Fe и примеси производства. Сообщают, что для данной стали достигли улучшенной свариваемости, хорошей стойкости к коррозии, хорошей теплопроводности и уменьшения проблем во времяковки и повторного
 15 использования по сравнению, например, со сталью, описанной в патенте США №6358334.

Сталь, которую заявитель производит и продает под зарегистрированной торговой маркой RAMAX 2®, принадлежит к недавно разработанным сталям. Данная
 20 легированная сталь имеет следующий номинальный состав, в мас. %: 0,12 C; 0,20 Si; 0,30 Mn; 0,10 S; 13,4 Cr; 1,60 Ni; 0,50 Mo; 0,20 V и 0,105 N, остаток представляет собой Fe и примеси производства. Производство данной стали можно осуществлять без необходимости проведения стадии последующего обезуглероживания. Данная
 25 сталь обладает превосходной обрабатываемостью, хорошей стойкостью к коррозии и прокаливаемостью, равномерной твердостью по всем измерениям и хорошим сопротивлением вдавливанию, что приводит к снижению расходов на изготовление и техническое обслуживание пресс-формы; данная сталь является успешным продуктом на рынке.

Стоимость производства вышеупомянутых сталей значительно возросла, т.к. в последнее время увеличилась стоимость некоторых легирующих элементов. Кроме того, низкое содержание углерода в некоторых из указанных сталей делает
 30 необходимым проведение обезуглероживания расплава, что приводит к повышению себестоимости производства. Следовательно, существует потребность в стали, которую можно производить при более низких расходах на легирование, без какого-либо
 35 значительного ухудшения в отношении наиболее важных характеристик стали для данного применения, например, стойкости к коррозии, прокаливаемости, обрабатываемости и твердости, и которую можно производить без необходимости проведения стадии последующего обезуглероживания.
 40

Задачей данного изобретения является получение легированной стали, в частности легированной стали для изготовления держателей или деталей держателей для инструментов для формования пластмассы, пресс-форм для пластмассы и резины с умеренными требованиями к полируемости, головок для экструзии пластмассы, а
 45 также для конструкционных элементов, которые можно производить при более низких расходах на легирование. Этого можно достичь с применением легированной стали, которая отличается тем, что имеет следующий химический состав, в мас. %:

0,08-0,19 C

0,16≤C+N≤0,28

0,1-1,5Si

0,1-2,0 Mn

13,0-15,4 Cr

0,01-1,8 Ni

0,01-1,3 Mo,

возможно, ванадий в количестве до 0,7 V максимально

возможно, S в количестве до 0,25 S максимально,

а также, возможно, Ca и O до

максимально 0,01 (100 ppm) Ca,

максимально 0,01 (100 ppm) O, для улучшения обрабатываемости стали, остальное - железо и неизбежные примеси; указанная сталь имеет микроструктуру, которая в упрочненном закалкой состоянии включает мартенситную основу, содержащую до 30 об.% феррита, и имеет твердость по Бринеллю, которая в упрочненном закалкой состоянии составляет 290-352 HB.

Данное изобретение также направлено на получение легированной стали с улучшенной обрабатываемостью, т.к. большая часть производственных расходов относится к данной операции, которую осуществляют различными операциями резания. Также предпочтительно, чтобы легированная сталь по данному изобретению удовлетворяла следующим требованиям;

- достаточная стойкость к коррозии,

- твердость по Бринеллю, составляющая 290-352 HB в упрочненном закалкой состоянии, что придает стали выгодное сочетание твердости и обрабатываемости,

- достаточная прокаливаемость, принимая во внимание возможность применения данной стали для изготовления блоков держателей из пластин, которые могут иметь толщину по меньшей мере до 300 мм, а в некоторых случаях даже до 400 мм,

- достаточная пластичность / ударная вязкость,

достаточная полируемость, по меньшей мере согласно предпочтительному воплощению данного изобретения, чтобы данную сталь можно было применять также для инструментов для формования, имеющих повышенные требования в отношении полируемости,

- достаточная пластичность в горячем состоянии, чтобы избежать значительной механической обработки для удаления дефектов, образовавшихся во время операции горячей обработки.

Данное изобретение также относится к изготовленным из легированной стали заготовкам для изготовления указанных держателей или деталей держателей. Дополнительной задачей данного изобретения является предоставление способа производства с повышенной экономичностью производства.

Согласно наиболее широкому аспекту данного изобретения, легированная сталь для изготовления держателей или деталей держателей для инструментов для формования пластмассы, пресс-форм для пластмассы и резины, экструзионных головок для пластмассы и конструктивных элементов держателей и деталей держателей должна иметь следующий химический состав (в мас.%): 0,08-0,19 C; 0,16<C+N<0,28; 0,1-1,5 Si; 0,1-2,0 Mn; 13,0-15,4 Cr; 0,01-1,8 Ni; 0,01-1,3 Mo; максимально 0,7 V; максимально 0,25 S, максимально 0,01 (100 ppm) Ca; максимально 0,01 (100 ppm) O, остальное - железо и неизбежные примеси; основа данной стали содержит до 30 об.% феррита.

Согласно второму аспекту данного изобретения, улучшения обрабатываемости и дополнительного снижения расходов на легирование можно достичь, если сталь содержит (в мас.%): 0,10-0,15 C; 0,08%<N≤0,14, где 0,17<C+N<0,25; 0,7-1,2 Si; 0,85-1,8 Mn; 13,5-14,8 Cr; 0,10-0,40 Mo; 0,1-0,55 Ni; 0,09<V≤0,20, остальное - железо и неизбежные примеси; основа данной стали содержит до 15 об.% феррита.

Предпочтительно, сталь имеет следующий химический состав (в мас.%): 0,10-0,15 C; 0,08<N≤0,14; где 0,17<C+N<0,25; 0,75-1,05 Si; 1,35-1,55 Mn; 13,6-14,1 Cr; 0,15-0,25 Mo; 0,30-0,45 Ni; 0,09<V≤0,15, остальное - железо и неизбежные примеси; основа данной стали содержит до 10 об.% феррита.

Испытания, проведенные с одним из вариантов данной стали, показали, что можно достичь неожиданного улучшения обрабатываемости и одновременного снижения расходов на легирование и производство, если легированная сталь имеет следующий химический состав (в мас.%): 0,08-0,19 C; 0,16<C+N<0,28; 0,75-1,05 Si; 1,05-1,8 Mn; 13,0-15,4 Cr; 0,15-0,25 Ni; 0,15-0,55 Mo; максимально 0,7 V; максимально 0,25 S; максимально 0,01 (100 ppm) Ca и максимально 0,01 (100 ppm) O, остальное - железо и неизбежные примеси; основа данной стали содержит до 10 об.% феррита.

Что касается важности отдельных элементов и их взаимодействия в стали, то следующее ниже описание можно принять во внимание без связывания объема защиты заявленного изобретения с какой-либо определенной теорией. В данном тексте мас.% всегда относятся к содержанию легирующих элементов, а об.% относятся к структурному составу стали, например к карбидам, нитридам, карбонитридам, мартенситу или ферриту, если не указано иное. В данном тексте M(C,N)-карбиды, M₂₃C₆-карбиды, M₇C₃-карбиды и т.д. относятся к карбидам и нитридам, а также к карбонитридам, если не указано иное.

Углерод и азот являются элементами, которые имеют огромное значение для твердости и пластичности стали. Углерод также является важным элементом, способствующим повышению прокаливаемости. Однако углерод связывает хром в виде карбидов хрома (M₇C₃-карбиды) и, следовательно, может понизить стойкость стали к коррозии. Следовательно, сталь может содержать максимально 0,19% углерода, предпочтительно, максимально 0,15% углерода, еще более предпочтительно, максимально 0,14% углерода. Однако углерод также присутствует, наряду с азотом, в виде растворенного элемента в отпущенном мартенсите, способствуя увеличению его твердости, и действует как стабилизатор аустенита. Минимальное содержание углерода в стали должно составлять 0,08%, предпочтительно, более 0,09%. В предпочтительном воплощении данного изобретения содержание углерода составляет по меньшей мере 0,10%. Номинально сталь содержит 0,12% C.

Азот вносит вклад в обеспечение более равномерного, более однородного распределения карбидов и карбонитридов, влияя на условия затвердевания в системе сплава таким образом, что во время затвердевания предотвращается или снижается образование больших скоплений карбидов. Доля обогащенных хромом M₂₃C₆-карбидов также понижена благодаря образованию более мелких M(C,N)-карбидов, т.е. карбидов ванадия, которые обладают благоприятным влиянием на пластичность / ударную вязкость и стойкость к коррозии. Азот способствует более благоприятному протеканию процесса затвердевания, что приводит к образованию более мелких карбидов и нитридов, которые во время обработки могут измельчаться до более мелкодисперсной фазы. Эти карбиды также способствуют уменьшению размера зерен стали. Азот также действует как стабилизатор аустенита.

По этой причине азот должен присутствовать в количестве по меньшей мере 0,05%, предпочтительно, более 0,08%, но не более 0,20%, предпочтительно, максимально 0,1%, еще более предпочтительно, максимально 0,11%. Номинально сталь содержит 0,09% N. Одновременно общее содержание углерода и азота должно удовлетворять условию 0,16≤C+N≤0,28, предпочтительно, 0,17≤C+N≤0,25. В предпочтительном воплощении данного изобретения суммарное содержание углерода

и азота должно составлять по меньшей мере 0,19%, но, предпочтительно, максимально 0,23%. Номинально сталь содержит 0,21% (C+N). В стали, находящейся в закаленном и отпущенном состоянии, азот по существу растворен в мартенсите в форме твердого раствора азот-мартенсит и поэтому способствует достижению

требуемой твердости. Таким образом, в отношении содержания азота можно утверждать, что азот должен присутствовать в указанном минимальном количестве, для того чтобы способствовать достижению требуемой стойкости к коррозии посредством увеличения так называемого эквивалентного показателя стойкости к точечной коррозии (PRE-value) основы стали, присутствовать в виде растворенного элемента в отпущенном мартенсите, что способствует повышению твердости мартенсита и образованию карбонитридов, $M(C,N)$, вместе с углеродом, в требуемой степени, но содержание азота не должно превышать указанное максимальное значение, делая максимальным содержание углерод+азот, где углерод вносит наиболее значительный вклад в твердость.

Кремний повышает активность углерода в стали и, следовательно, усиливает тенденцию к большему выделению первичных карбидов. Также можно достичь положительного влияния на способность сталей к снижению адгезионного износа и коррозионного истирания режущих инструментов; кремний может улучшить свойства ломкости стружки. Кроме того, кремний является элементом, стабилизирующим феррит, и следует поддерживать его баланс по отношению к таким стабилизирующим феррит элементам, как хром и молибден, чтобы получить в стали требуемое содержание феррита до 30%, таким образом, обеспечивая для стали требуемую обрабатываемость и пластичность в горячем состоянии. Однако, по-видимому, для стали по данному изобретению кремний способствует улучшению обрабатываемости не только благодаря своему свойству стабилизировать феррит. Одновременно содержание углерода в данной стали является более низким, чем традиционное содержание в сталях для рассматриваемого применения, но более высоким, чем было предложено в некоторых из недавно разработанных сталей, упомянутых выше. Следовательно, сталь должна содержать по меньшей мере 0,1% Si, предпочтительно, более 0,6%, еще более предпочтительно, по меньшей мере 0,7% Si. Обычно следует применять правило, согласно которому стабилизирующие феррит элементы следует подгонять к стабилизирующим аустенит элементам для достижения требуемого образования феррита в стали. Максимальное содержание кремния составляет 1,5%, предпочтительно, максимум 1,2%. Предпочтительное содержание кремния составляет 0,75-1,05%. Номинально сталь содержит 0,90% кремния.

Марганец является элементом, который способствует повышению прокаливаемости, что является благоприятным эффектом марганца; марганец также можно применять для очистки от серы посредством образования сульфидов марганца в стали, что также способствует повышению обрабатываемости. В предпочтительном воплощении сталь по данному изобретению должна обладать прокаливаемостью, которая позволяет проводить закалку брусков больших размеров охлаждением на воздухе, тем самым устраняя необходимость последующего выравнивания закаленных брусков. Следовательно, марганец должен присутствовать в минимальном количестве 0,1%, предпочтительно, по меньшей мере 0,85%, еще более предпочтительно, по меньшей мере 1,05%. Однако марганец проявляет склонность к ликвации с фосфором, что может стать причиной возникновения охрупчивания при отпуске, вследствие чего следует регулировать содержание фосфора, чтобы оно не

превышало уровень примеси. Марганец также является элементом, стабилизирующим аустенит. Следовательно, содержание марганца не должно превышать 2,0%, предпочтительно, максимально 1,8%, еще более предпочтительно, максимально 1,6%. В предпочтительном воплощении данного изобретения содержание марганца составляет 1,35-1,55%, еще более предпочтительно, 1,40-1,45%. Номинально сталь содержит 1,45% Mn.

Хром является важным легирующим элементом и, в основном, отвечает за придание стали нержавеющей свойств, что является важной характеристикой держателей и деталей держателей для инструментов для формования пластмассы, а также для самого инструмента для формования пластмассы, который часто применяют во влажных средах, которые могут привести к ржавлению менее стойких к коррозии сталей.

Хром также является наиболее важным элементом стали, способствующим повышению прокаливаемости. Однако в карбиды связываются только незначительные количества хрома, т.к. содержание углерода в данной стали является сравнительно низким, вследствие чего содержание хрома в стали можно снизить до 13,0%, и, тем не менее, сталь будет обладать требуемой стойкостью к коррозии. Однако предпочтительно сталь содержит по меньшей мере 13,5% хрома. Верхний предел устанавливают, прежде всего, из соображений стоимости, снижения твердости по причине выделения карбида и опасности ликвации хрома. Следовательно, сталь должна содержать не более максимум 15,4% Cr, предпочтительно, максимально 14,8% Cr, еще более предпочтительно, максимально 14,5% Cr. Хром является стабилизатором феррита и, если его содержание не превышает верхних пределов установленного интервала, то его можно предпочтительно применять в сочетании с высоким содержанием углерода, обычно 0,14-0,18% C. Однако согласно предпочтительному воплощению данного изобретения, содержание хрома поддерживают в более умеренных пределах, обычно 13,6-14,1%. Номинально сталь содержит 13,9% Cr.

Никель является элементом, который повышает ударную вязкость стали. Кроме того, он полезен для прокаливаемости. Таким образом, никель должен присутствовать в стали в минимальном количестве 0,01%, предпочтительно, по меньшей мере 0,15%. Из соображений стоимости и вследствие того, что никель действует как стабилизатор аустенита, его содержание следует ограничить максимальным значением 1,8%, предпочтительно, максимально 1,5%.

Для дополнительного снижения расходов на легирующие элементы содержание никеля можно дополнительно понизить до интервала 0,15-0,55%, предпочтительно, 0,20-0,50%, еще более предпочтительно, 0,30-0,45% Ni. В данном воплощении для достижения требуемой прокаливаемости низкое содержание никеля сочетают с содержанием марганца 1,05-1,8% Mn, предпочтительно, 1,35-1,55% Mn, возможно, также сочетают с содержанием кремния 0,75-1,05% Si. Номинально сталь содержит 0,36% Ni.

В одном из вариантов сталь не содержит намеренно добавленного ванадия. Однако в предпочтительном воплощении сталь по данному изобретению также содержит активное количество ванадия, чтобы вызвать вторичную закалку посредством выделения вторичных карбидов в сочетании с операцией отпуска, причем устойчивость против отпуска возрастает. Ванадий, если он присутствует, также действует как ингибитор роста зерен посредством выделения M(N,C)-карбидов, что является благоприятным. Однако если содержание ванадия является слишком высоким, то во время затвердевания стали будут образовываться крупные первичные

М(Н,С)-карбиды, которые не растворяются во время процесса закалки. Для достижения требуемой вторичной закалки и для того, чтобы избежать роста зерен, содержание ванадия должно составлять по меньшей мере 0,05% V, предпочтительно, 0,07% V, еще более предпочтительно, более 0,09% V. Верхний предел содержания ванадия

5 устанавливают в основном для того, чтобы избежать образования в стали крупных нерастворимых первичных карбидов, и по этой причине содержание ванадия должно составлять максимально 0,7% V, предпочтительно, максимально 0,25% V, еще более предпочтительно, максимально 0,20% V, но может быть дополнительно снижено до

10 максимально 0,15% V. Номинальное содержание ванадия составляет 0,10% V.

Предпочтительно, сталь также содержит активное количество молибдена, например, по меньшей мере 0,05%, предпочтительно, по меньшей мере 0,10%, для создания эффекта, способствующего повышению прокаливаемости. Молибден также способствует повышению стойкости к коррозии. Однако, исходя из соображений

15 стоимости, желательно минимизировать содержание молибдена, но, тем не менее, как стойкость к коррозии, так и прокаливаемость должны быть достаточными.

При отпуске молибден также способствует повышению устойчивости стали против отпуска, что является благоприятным. С другой стороны, слишком высокое

20 содержание молибдена может стать причиной образования неблагоприятной структуры карбида, вызывая склонность к выделению карбидов на границах зерен и к ликвации, и поэтому максимальное содержание молибдена устанавливают равным 1,3%. Таким образом, сталь должна содержать сбалансированное количество молибдена, для того чтобы получить выгоду от его благоприятных эффектов, но

25 одновременно избежать тех эффектов, которые являются неблагоприятными. Соответствующее содержание молибдена составляет 0,10-0,40%. В предпочтительном воплощении данного изобретения содержание молибдена составляет 0,15-0,25% Мо. Номинально сталь содержит 0,20% Мо.

Обычно сталь не содержит вольфрам в количествах, превышающих уровень примеси, но вольфрам может быть допустим в количествах до 1%.

30

Медь способствует повышению стойкости к коррозии и твердости стали и по этой причине может являться подходящим легирующим элементом для стали. Однако медь, даже в малых количествах, понижает пластичность в горячем состоянии, и медь

35 невозможно извлечь из стали после ее добавления. Данный факт резко снижает возможность повторной переработки стали внутри завода. В таких случаях необходимо наращивать загрузку привозного металлического лома, для того чтобы также избежать увеличения содержания Си в марках стали, в которых недопустимы высокие содержания Си. Это документально подтверждено, например, для сталей для

40 инструмента горячей обработки, где медь отрицательно влияет на пластичность при температурах окружающей среды или при повышенных температурах при использовании в особом применении (см. Ernst et al. Impact of scrap use on the properties of hot-work tool steels, European Commission technical steel research, EUR20906, 2003).

45 По указанной причине медь следует допускать только в качестве элемента, неизбежно и непреднамеренно введенного из металлического лома. Максимальное содержание меди в стали составляет 0,40%, предпочтительно, 0,25%, еще более предпочтительно, 0,15% Си.

Обычно легирующие элементы, образующие прочные карбиды, например, титан и ниобий, также являются нежелательными в стали по данному изобретению, т.к. они могут понизить ударную вязкость и пластичность.

50

Следует обеспечить возможность выпуска стали по данному изобретению в

упрочненном закалкой состоянии, что делает возможным изготовление крупногабаритных держателей и инструментов для формования посредством механической обработки. Несмотря на то что содержание таких способствующих повышению прокаливаемости элементов, как никель и молибден, снижено, сталь

5 обладает прокаливаемостью, которая позволяет проводить закалку охлаждением на воздухе, даже в случае брусков очень больших размеров. Охлаждением на воздухе можно избежать возникновения в стали деформации и значительных напряжений, которые могут высвободиться во время изготовления пресс-формы. Закалку

10 осуществляют путем аустенизации при температуре 900-1100°C, предпочтительно, при 950-1025°C, или при приблизительно 1000°C, после чего следует охлаждение в масляной или полимерной ванне, охлаждение в газовой среде в вакуумной печи или, наиболее предпочтительно, на воздухе. Высокотемпературный отпуск для получения

15 пригодного для механической обработки упрочненного закалкой материала, для которого твердость по Бринеллю составляет 290-352 НВ, осуществляют при температуре 510-650°C, предпочтительно, 540-620°C, в течение по меньшей мере одного часа, предпочтительно, посредством двукратного отпуска: дважды в течение двух часов.

20 Согласно предпочтительному воплощению данного изобретения, сталь также может содержать активное количество серы, возможно, в сочетании с кальцием и кислородом, для улучшения обрабатываемости стали в ее упрочненном закалкой состоянии. Для достижения дополнительного улучшения с точки зрения

25 обрабатываемости сталь должна содержать по меньшей мере 0,10% S, если сталь также не содержит намеренно добавленных кальция и кислорода. Максимальное содержание серы в стали составляет 0,25%, предпочтительно, максимум 0,15%, когда к стали намеренно добавляют некоторое количество серы. В данном случае подходящее содержание серы может составлять 0,13%. Также можно предусматривать

30 вариант стали, не содержащей серу. Такой вариант стали будет обладать лучшей полируемостью. В данном случае сталь не содержит серу в количестве, превышающем уровень примеси, а также не содержит активные количества кальция и/или кислорода.

Таким образом предположительно сталь может содержать 0,035-0,25% S в сочетании с 3-100 ppm Ca, предпочтительно, 5-75 ppm Ca, соответственно,

35 максимум 40 ppm Ca, и 10-100 ppm O, где указанный кальций, который можно вводить в виде силицида кальция, CaSi, чтобы придать сферическую форму присутствующим сульфидам с образованием сульфидов кальция, препятствует тому, чтобы сульфиды приобретали нежелательную удлиненную форму, которая может

40 ухудшить пластичность.

Согласно наиболее широкому аспекту данного изобретения, улучшения обрабатываемости в закаленном и отпущенном состоянии можно достичь, если сталь

45 содержит до 30 об.% феррита. Проведенные испытания также показали, что сталь по данному изобретению удовлетворяет требованиям, предъявляемым к ее предполагаемому применению. Кроме того, сталь можно производить при более низких расходах на легирование и производство.

Проведенные испытания также совершенно неожиданно показали, что в одном из вариантов стали можно достичь улучшения обрабатываемости даже при очень низких

50 уровнях легирующих элементов, т.е. до приблизительно 10%. В таком варианте стали содержание кремния составляет 0,75-1,05%. В частности, содержание молибдена, который стал дорогим, поддерживают на низком уровне; предпочтительное содержание молибдена составляет 0,15-0,25%. Никель также стал дорогим, поэтому

его содержание следует поддерживать на низком уровне. Подходящее содержание никеля составляет 0,15-0,55%, предпочтительно, 0,30-0,45%, которое предпочтительно сочетают с содержанием марганца 1,05-1,8% Mn, предпочтительно, 1,35-1,55% Mn, для достижения требуемой прокаливаемости стали. Номинально сталь содержит 0,36% Ni, 1,45% Mn и 0,90% Si. Для дополнительного снижения расходов на легирование можно понизить содержание ванадия до 0,10-0,15% и, тем не менее, достичь эффекта ингибитора роста зерен и получить достаточную пластичность / ударную вязкость.

Дополнительные характеристики, аспекты и признаки стали по данному изобретению, а также ее применимость для изготовления держателей и инструментов для формования поясняют более подробно ниже путем описания проведенных экспериментов и полученных результатов.

КРАТКОЕ ОПИСАНИЕ ЧЕРТЕЖЕЙ

В последующем описании проведенных экспериментов и полученных результатов согласно новому варианту стали приводят ссылки на прилагаемые чертежи, на которых:

Фиг.1 представляет собой изображение блока держателя обычной конструкции, который можно изготовить из стали по данному изобретению,

Фиг.2А представляет собой график твердости первой серии сталей, изготовленных в виде так называемых Q-слитков (50 кг, лабораторный нагрев) после закалки, но перед отпуском, в зависимости от температуры аустенизации при времени выдержки, составляющем 30 мин,

Фиг.2В представляет собой соответствующие графики для другой серии испытываемых сталей, изготовленных в виде Q-слитков,

Фиг.2С представляет собой соответствующие графики для еще одной серии испытываемых сталей, изготовленных в виде Q-слитков,

Фиг.2D представляет собой соответствующий график для испытываемой стали, изготовленной в количестве 60 тонн в производственном масштабе (так называемый индукционный нагрев (DV-heat)),

Фиг.3 представляет собой изображение кривых отпуска для данных сталей, которые были закалены от 1000°C,

Фиг.4А-В представляют собой графики, на которых изображены кривые прокаливаемости для данных сталей,

Фиг.5А-D представляют собой гистограммы, на которых приведены результаты испытаний на обрабатываемость сталей, изготовленных в лабораторном масштабе и в промышленном масштабе,

Фиг.6А, В представляют собой графики, на которых изображена пластичность в горячем состоянии для серии сталей,

Фиг.7 представляет собой фотографию микроструктуры предпочтительного воплощения нового варианта стали, и

Фиг.8 представляет собой изображение поляризационных кривых для стали по данному изобретению и для некоторых сравнительных сталей.

На Фиг.1 изображен блок 1 держателя типичной конструкции, который можно изготовить из стали по данному изобретению. В блоке 1 имеется полость 2, которая может вместить инструмент для формования, обычно инструмент для формования пластмассы. Блок 1 имеет значительные размеры, а полость 2 является большой и глубокой. Следовательно, возрастает число различных требований к материалу по настоящему изобретению, например, достаточная прокаливаемость вследствие значительной толщины блока и хорошая обрабатываемость режущими

инструментами, такими как фрезерные головки и сверла.

Материал

Испытываемые материалы изготавливали как в лабораторном масштабе, так и в промышленном масштабе. Сначала провели три цикла испытаний так называемых Q-слитков (50 кг, лабораторный нагрев) (Q9261 - Q9284), затем один цикл испытаний материалов, изготовленных в промышленном масштабе (сталь №4 по данному изобретению). После этого изготовили новую серию Q-слитков (Q9294 - Q9295) и в заключение провели цикл испытаний материалов, изготовленных в масштабе серийного производства (сталь №5 по данному изобретению).

Составы Q-слитков приведены в Таблице 1, где слиток Q9261 представляет собой сравнительный состав в соответствии со сравнительным материалом №1, и Q9271 и Q9283 представляют собой сравнительные материалы, где Q9283 содержит большее количество S. С помощьюковки Q-слиткам придавали форму стержней размерами 60×40 мм, после чего стержни охлаждали на воздухе до комнатной температуры. Стержни нагревали до 740°C, охлаждали со скоростью охлаждения 15°C/ч до 550°C, а начиная с этой температуры, - путем естественного охлаждения на воздухе до комнатной температуры.

Составы изготовленных в промышленном масштабе сталей приведены ниже в Таблице 2. Стали промышленного производства (стали №1, 2 и 3) для сравнения характеристик сталей №4 и 5 по данному изобретению были получены с коммерческого рынка; их не подвергали термообработке или другой обработке.

Сталь №4 по данному изобретению изготовили в количестве 6 тонн полномасштабным испытательным нагревом; отливали слитки, из которых изготовили испытательные образцы либо горячей прокаткой, либо ковкой при температуре 1240°C. Испытательные образцы охлаждали до температуры изотермического отжига, составляющей 650°C, а затем подвергали изотермическому отжигу при температуре изотермического отжига в течение 10 ч, после чего охлаждали на открытом воздухе до комнатной температуры. Затем испытательные образцы закаляли аустенизацией при температуре 1000°C в течение 30 мин и дважды подвергали отпуску в течение 2 ч при температуре 550-620°C.

Сталь №5 по данному изобретению изготовили в количестве 60 тонн; полномасштабный испытательный нагрев проводили традиционным металлургическим способом с применением электродуговой печи; сталь обрабатывали на стадии вторичной обработки в ковше и отливали в слитки. С помощьюковки при температуре 1240°C слиткам придавали форму стержней размерами 610×254 мм, 600×100 мм и 610×305 мм, соответственно. Стержни охлаждали до температуры изотермического отжига, составляющей 650°C, и подвергали изотермическому отжигу при температуре изотермического отжига в течение 10 ч, после чего охлаждали на открытом воздухе до комнатной температуры. Затем стержни закаляли путем аустенизации при температуре 1000°C в течение 30 мин и дважды подвергали отпуску в течение 2 ч при температуре 550-620°C.

Таблица 1

Испытательные материалы, изготовленные в лабораторном масштабе; химический состав указан в мас.%, остальное содержание представляет собой Fe и неизбежные примеси

№Q-слитка	C	Si	Mn	S	Cr	Ni	Mo	V	N
Q9261=сравн.	0,15	0,09	0,89	0,14	12,9	1,69	0,55	0,22	0,12
Q9262	0,13	0,24	1,10	0,14	13,0	0,84	0,21	0,15	0,10
Q9263	0,13	0,24	1,07	0,13	12,9	0,84	0,21	0,15	0,10
Q9264	0,12	0,26	1,11	0,14	13,0	0,84	0,11	0,14	0,07

Q9271=сравн.	0,14	0,12	0,90	0,10	13,2	1,65	0,52	0,24	0,08
Q9272	0,15	0,93	0,90	0,13	14,5	0,96	0,22	0,33	0,08
Q9273	0,13	0,93	0,84	0,12	13,5	0,08	0,21	0,21	0,08
Q9274	0,15	0,75	0,78	0,13	14,7	0,07	0,20	0,20	0,10
Q9275	0,12	0,79	0,90	0,13	15,8	0,95	0,21	0,20	0,06
Q9276	0,07	0,78	0,90	0,11	14,4	0,93	0,20	0,20	0,05
Q9283=Q9271+S	0,12	0,09	1,16	0,13	13,4	1,68	0,53	0,25	0,09
Q9284	0,12	0,87	1,09	0,12	14,8	0,96	0,27	0,22	0,12
Q9294	0,12	0,89	1,54	0,12	14,0	0,21	0,21	0,11	0,09
Q9295	0,11	0,94	1,38	0,11	14,4	0,52	0,21	0,10	0,089

Таблица 2

Составы испытываемых сталей, изготовленных в промышленном масштабе; химический состав указан в мас.%, остальное содержание представляет собой Fe и неизбежные примеси

	C	Si	Mn	S	Cr	Ni	Mo	V	Cu	N
Сталь №1	0,15	0,18	1,26	0,08	13,6	1,6	0,48	0,20	0,15	0,083
Сталь №2	0,045	0,40	0,92	0,14	12,8	0,44	0,15	0,049	0,26	0,039
Сталь №3	0,046	0,43	1,30	0,14	12,7	0,18	0,02	0,032	0,63	0,047
Сталь №4	0,14	0,89	1,11	0,14	14,3	0,96	0,19	0,15	0,10	0,071
Сталь №5	0,12	0,85	1,44	0,12	13,7	0,37	0,19	0,11	0,037	0,086

Твердость и содержание феррита после термообработки

На Фиг.2А-2D изображена зависимость твердости от температуры аустенизации. Из графиков на данных чертежах очевидно, что сравнительные стали (Q9261, Q9271 и Q9283) обладают наиболее высокой твердостью. Также очевидно, что твердость возрастает с повышением температуры аустенизации. Однако для некоторых из испытываемых сталей по данному изобретению можно получить твердость, которая близка к твердости сравнительных сталей, но это требует выбора несколько более высокой температуры аустенизации, т.е. приблизительно 1000°C.

На Фиг.3 изображена твердость после отпуска некоторых из испытываемых сталей, которые закаляли от 1000°C. Из кривых отпуска можно сделать вывод, что указанные стали можно подвергнуть отпуску до достижения твердости по шкале С Роквелла, равной 34 HRC, посредством отпуска в интервале температур 520-600°C. Из данного графика очевидно, что стали №Q9272, Q9273, Q9274 и Q9284 по данному изобретению можно подвергать отпуску при более высоких температурах, чем другие стали по данному изобретению, и тем не менее, получить высокую твердость, которая выгодна с точки зрения снятия напряжений.

Подходящая твердость стали после упрочнения закалкой составляет приблизительно 31-38 HRC по шкале С Роквелла (т.е. твердость по Бринеллю составляет 290-352 НВ). Ниже, в Таблице 3 указаны термообработки, которые обеспечивают твердость в данном интервале для различных сталей. Содержание феррита измеряли ручным подсчетом точек (swe. rutnätsmetoden) после закалки и отпуска.

Таблица 3

Термообработки для упрочнения закалкой; измеренное содержание феррита, об.%

№ стали	Термообработка	Содержание феррита, %
Q9261	950°C+580°C/2х2 ч	0
Q9262	950°C+565°C/2х2 ч	0
Q9263	950°C+570°C/2х2 ч	0
Q9264	950°C+565°C/2х2 ч	0
Q9271	950°C+585°C/2х2 ч	0
Q9272	950°C+555°C/2х2 ч	4,5

Q9273	950°C+545°C/2х2 ч	9
Q9274	950°C+535°C/2х2 ч	32
Q9275	1000°C+540°C/2х2 ч	21
Q9276	1000°C+520°C/2х2 ч	19
Q9283	950°C+585°C/2х2 ч	0
Q9284	1000°C+590°C/2х2 ч	2,5
Q9294	1000°C+560°C/2х2 ч	8,5
Q9295	1000°C+560°C/2х2 ч	7
Сталь №4	1000°C+590°C/2х2 ч	1,5-4
Сталь №5	1000°C+560°C/2 ч+570°C/2 ч	0,05-6,5

Прокаливаемость

Твердость после закалки изображена на кривых прокаливаемости на Фиг.4А и 4В. На графике указаны температуры аустенизации, начиная с которых образцы охлаждали с разными скоростями.

Из Фиг.4А, на которой изображена прокаливаемость для некоторых из сталей, изготовленных в лабораторном масштабе, очевидно, что стали № Q9272, Q9294 и Q9295, аустенизированные при 1000°C, обладают лучшей прокаливаемостью среди сталей по данному изобретению. Указанные стали обладают достаточной прокаливаемостью для осуществления закалки охлаждением на воздухе при относительно большой толщине. Другие стали можно применять при меньшей толщине. Стали, которые на данном графике показывают наиболее низкую прокаливаемость, имеют низкое содержание Ni. Лучшее значение прокаливаемости получено для стали №1 промышленного производства, что представлено кривыми закалки для Q9283 и Q9271.

Из Фиг.4 В, на которой изображена прокаливаемость для сталей, изготовленных в промышленном масштабе, очевидно, что для сталей №4 и №5 по данному изобретению после закалки можно получить высокую твердость, которая равна твердости стали №1 промышленного производства (Q9271 на Фиг.4А) и намного выше твердости сталей №2 и №3 промышленного производства.

Испытания на обрабатываемость сталей, изготовленных в лабораторном масштабе. Проводили исследование обрабатываемости сталей по данному изобретению, изготовленных в лабораторном масштабе (Q-слитки), в сравнении со сравнительными сталями Q9261, Q9271 и Q9283. Результаты приведены ниже, в Таблице 4. Следует заметить, что изготовленные в лаборатории стали могут содержать дефекты, которые ухудшают результаты.

Посредством торцового фрезерования с применением твердосплавных режущих пластин без покрытия определяли время, требуемое для износа задней поверхности на 0,5 мм. Параметры фрезерования были следующие:

Тип машины SEKN 1203AFTN-M14 S25M

Фрезерная головка Seco R220.13-0040-12, диаметр 40 мм, 3 режущие пластины

Скорость резания, $v_c = 250$ м/мин

Подача на зуб, $f_z = 0,2$ мм/зуб

Осевая глубина резания, $a_p = 2$ мм

Радиальная глубина резания, $a_e = 22,5$ мм

Критерии износа = износ по задней поверхности 0,5 мм

Результаты указывают, что для сталей по данному изобретению можно достичь равной или лучшей обрабатываемости торцовым фрезерованием по сравнению со сталями промышленного производства. Лучшей среди сталей по данному изобретению является Q9284, а также очень хорошими являются Q9294 и Q9295.

Посредством сверления с применением быстрорежущей стали определяли среднее число просверленных отверстий, которое можно получить до повреждения сверла.

Параметры сверления были следующие:

Тип сверла; Wedevåg 120, быстрорежущая сталь без покрытия, диаметр 2 мм

Скорость резания, v_c : 26 м/мин

Скорость подачи, f : 0,04 мм/об

Глубина сверления: 5 мм

Результаты указывают, что для сталей по данному изобретению можно достичь лучшей обрабатываемости сверлением, чем для эталонных сталей.

Посредством концевой фрезерования с применением быстрорежущей стали определяли время, требуемое для износа задней поверхности на 0,15 мм. Параметры фрезерования были следующие:

Фрезерная головка = Sandvik Coromant R216.33-05050-AK13P 1630, диаметр 5 мм

Скорость резания, v_c = 200 м/мин

Подача на зуб, f_z = 0,05 мм/зуб

Осевая глубина резания, a_p = 2 мм

Радиальная глубина резания, a_e = 5 мм

Критерии износа = износ по задней поверхности 0,15 мм

Результаты указывают, что для стали по данному изобретению можно достичь лучшей обрабатываемости концевым фрезерованием, чем для эталонных сталей.

Результаты испытаний на обрабатываемость для сталей, изготовленных в лабораторном масштабе					Таблица 4
Сталь	Твердость по Бринеллю, HB	Торцовое фрезерование	Сверление с применением быстрорежущей стали	Концевое фрезерование	
Q9261	350	н/о	160*	н/о	
Q9262	348	н/о	325*	н/о	
Q9271	340	7,5	69	9	
Q9272	350	5,9	345	14,9	
Q9275	350	8	110	6,3	
Q9276	350	1,1	455	9,6	
Q9283	330	10,8	178	7	
Q9284	320	23,5	507	9,9	
Q9294	333	20,1	495	-	
Q9295	333	22,2	535	-	
* Скорость резания: 22 м/мин н/о - не определяли					

При рассмотрении обрабатываемости как фрезерованием, так и сверлением, результаты, полученные для сталей №Q9284, Q9294 и Q9295, показывают, что при применении стали по данному изобретению можно достичь улучшения обрабатываемости.

Испытания на обрабатываемость сталей, изготовленных в промышленном масштабе

Обрабатываемость сталей по данному изобретению, изготовленных в промышленном масштабе, исследовали различными видами механической обработки и сравнивали с обрабатываемостью некоторых сталей промышленного производства.

На Фиг.5А приведен результат торцового фрезерования с применением твердосплавных инструментов с износостойким покрытием. Параметры фрезерования были следующие:

Тип машины Sajo VM 450

Фрезерная головка Sandvik Coromant R245-80Q27-12M, диаметр 80 мм, 6 режущих пластин

Скорость резания, $v_c = 250$ м/мин

Подача на зуб, $f_z = 0,2$ мм/зуб

Осевая глубина резания, $a_p = 2$ мм

Радиальная глубина резания, $a_e = 63$ мм

Критерии износа = износ по задней поверхности 0,5 мм

Как очевидно из Фиг.5А, для стали по данному изобретению можно достичь равной или лучшей обрабатываемости торцовым фрезерованием по сравнению со сталями промышленного производства. В частности, стали по данному изобретению с несколько более низкой твердостью, чем твердость сталей промышленного производства, показывают превосходную обрабатываемость торцовым фрезерованием.

На Фиг.5В приведены результаты фрезерования полости с применением твердосплавных инструментов с износостойким покрытием. Параметры фрезерования были следующие:

Фрезерная головка: Coromant R200-028A32-12M, диаметр 40 мм, длина 145 мм

Марка карбида: Coromant RCKT 1204 MO-PM 4030

Критерии износа: VB_{max} 0,5 мм

Скорость резания, v_c = переменная

Подача на зуб, $f_z = 0,25$ мм/зуб

Осевая глубина резания, $a_p = 2$ мм

Радиальная глубина резания, $a_e = 12$ мм

Фиг.5В показывает, что для стали по данному изобретению можно достичь равной или лучшей обрабатываемости фрезерованием полости по сравнению со сталями №2 и 3 промышленного производства, и что сталь по данному изобретению превосходит сталь №1 промышленного производства.

На Фиг.5С приведены результаты сверления с применением быстрорежущей стали. Из данных испытаний очевидно, что для стали по данному изобретению можно достичь равной или лучшей обрабатываемости сверлением по сравнению со сталями промышленного производства. Параметры сверления были следующие:

Тип сверла: Wedevåg 120, быстрорежущая сталь без покрытия, диаметр 5 мм

Скорость резания, v_c : 26 м/мин

Скорость подачи, f : 0,15 мм/об

Глубина сверления: 12,5 мм

На Фиг.5D приведен результат концевое фрезерование с применением быстрорежущей стали. Из данных испытаний очевидно, что для стали №5 по данному изобретению можно достичь намного лучшей обрабатываемости концевым фрезерованием, чем для сталей промышленного производства. Параметры фрезерования были следующие:

Фрезерная головка: C200, быстрорежущая сталь без покрытия, диаметр 12 мм

Скорость резания, $v_c = 70$ м/мин

Радиальная глубина резания, $a_e = 1,2$ мм

Осевая глубина резания, $a_p = 18$ мм

Подача на зуб, $f_z = 0,14$ мм/зуб

Критерии износа = износ по задней поверхности 0,15 мм

Для обобщения результаты испытаний на обрабатываемость представлены в Таблице 5. В данной таблице результаты для сталей представлены значениями от 1

до 5, причем значение 5 представляет собой очень хороший результат, а значение 1 представляет собой неудовлетворительный результат. Результаты для стали №4 в кованом состоянии приведены при различной твердости в соответствии с Фиг.5А-С; твердость по Бринеллю в кованом состоянии составляет 310 НВ и 327 НВ, соответственно.

Результаты испытаний на обрабатываемость для сталей, изготовленных в промышленном масштабе					
Сталь	Твердость	Торцовое фрезерование	Сверление	Фрезерование полости	Концевое фрезерование
№2	4	3	5	4	3
№3	3	-	5	3	3
№1	4	3	4	2	4
№1	5	2	-	2	3
№4, горячекатаная	3	5	5	5	н/о
№4, кованая	3	5	5	5	н/о
№4, кованая	4	3	4	3	н/о
№5	4	4	5	5	5
н/о - не определяли					

Пластичность в горячем состоянии

Пластичность в горячем состоянии для стали по данному изобретению показана на Фиг.6А и 6В. Кривыми в интервале 900-1150°C показана пластичность в горячем состоянии, полученная для стали при охлаждении испытательных образцов от температуры горячей обработки, составляющей 1270°C, а кривыми в интервале 1150-1350°C показана пластичность в горячем состоянии при нагреве испытательных образцов. Показано, что сталь по данному изобретению обладает хорошей пластичностью в горячем состоянии как при высоких, так и при несколько более низких температурах. Результаты показывают, что стали по данному изобретению можно подвергать горячей обработке при высоких температурах, а также показывают, что их можно подвергать горячей обработке вплоть до 900°C, что делает возможным проведение горячей обработки в одну стадию, без повторного нагрева.

Микроструктура

На Фиг.7 изображена микроструктура стали №5 в упрочненном закалкой состоянии. Микроструктура включает основу из мартенсита 3. Кроме того, данная основа содержит приблизительно 3% феррита 1; также можно видеть некоторое количество сульфидов марганца 2, MnS. Упрочнение закалкой проводили при температуре аустенизации, составляющей 1000°C, в течение 30 мин, а отпуск производили при 560°C/2 ч+570°C/2 ч. Способ производства включает ковку и охлаждение на воздухе. Размеры испытательных образцов, полученных горячей прокаткой, составляли 610×254 мм.

Испытания на коррозию

Для оценки стойкости сталей к коррозии получили поляризационные кривые для сталей, приведенные в Таблице 6 в единицах критической плотности тока, I_{cr} . В отношении данного способа измерений, правило состоит в том, что чем ниже I_{cr} , тем лучше стойкость к коррозии.

Термообработка образцов для поляризационных испытаний Охлаждение в вакуумной печи			
№ Q-слитка	Термообработка	Твердость по шкале С Роквелла, HRC	I_{cr} , мА/см ²
Q9261	950°C + 580°C/2х2 ч	34,6	3,49
Q9262	950°C + 565°C/2х2 ч	35,8	7,23

Q9263	950°C + 570°C/2х2 ч	34,5	6,84
Q9264	950°C + 565°C/2х2 ч	34,3	7,90
Q9271	950°C + 585°C/2х2 ч	35,9	1,70
Q9272	950°C + 555°C/2х2 ч	36,7	5,40
Q9273	950°C + 545°C/2х2 ч	36,5	6,28
Q9274	950°C + 545°C/2х2 ч	31,9	4,29
Q9275	1000°C + 540°C/2х2 ч	34,2	4,76
Q9276	1000°C + 520°C/2х2 ч	35,7	2,53
Q9283	950°C + 585°C/2х2 ч	34,3	3,08

Результаты показывают, что стали Q9274, Q9275 и Q9276 обладают лучшей стойкостью к коррозии, чем большинство других испытываемых сталей, и что Q9276 обладает наилучшей стойкостью к коррозии среди сталей по данному изобретению, даже лучшей, чем для сравнительных материалов №Q9261 и Q9283.

Стойкость к общей коррозии исследовали поляризационным испытанием в 0,05 М H₂SO₄, pH=1,2, сталей №4 и 5 по данному изобретению и сталей №1 и №3 промышленного производства. Поляризационные кривые изображены на Фиг.7; очевидно, что сталь №4 по данному изобретению обладает лучшей стойкостью к общей коррозии, чем сталь №3 промышленного производства, и что сталь №5 по данному изобретению и сталь №3 промышленного производства обладают приблизительно одинаковой стойкостью к общей коррозии. Сталь №1 промышленного производства обладает наилучшей стойкостью к общей коррозии среди испытываемых сталей.

СПОСОБ ИЗГОТОВЛЕНИЯ

В способе производства легированной стали для изготовления держателя, детали держателя для инструмента для формования пластмассы или инструмента для формования заготовку держателя, заготовку детали держателя или заготовку инструмента для формования изготавливают из легированной стали с химическим составом согласно данному изобретению.

Сталь по данному изобретению изготавливают получением расплава, предпочтительно в электродуговой печи, индукционной печи или любой другой печи с применением металлического лома в качестве основного сырья. Расплав можно подвергать обработке на стадии вторичной обработки в ковше для обеспечения соответствующего состояния стали перед процессом отливки, т.е. легирования стали до заданного состава, удаления продуктов раскисления и т.д. Сталь не требует обработки в конвертере для дополнительного снижения содержания углерода. Расплав, имеющий химический состав согласно данному изобретению, отливают в большие слитки. Расплав также можно отливать непрерывной разливкой. Также можно отлить электроды из расплавленного металла, а затем переплавить данные электроды посредством электрошлакового переплава (ЭШП). Также можно изготавливать слитки порошковой металлургией посредством распыления расплава газом с получением порошка, который затем прессуют посредством технологии, которая может включать горячее изостатическое прессование, так называемое ГИП, или, в качестве альтернативы, слитки можно изготавливать посредством распылительной штамповки.

Указанный способ дополнительно включает стадии: горячей обработки слитка указанной легированной стали в интервале температур 1100-1300°C, предпочтительно, 1240-1270°C, охлаждения указанной легированной стали, предпочтительно на воздухе, от температуры горячей обработки до температуры 50-200°C, предпочтительно, 50-100°C, посредством чего достигают закалки указанной

легированной стали, после чего следует двукратный отпуск в течение 2 ч при температуре 510-650°C, предпочтительно, 540-620°C, посредством чего получают упрочненную закалкой заготовку, и формирования держателя, детали держателя для инструмента для формования пластмассы или инструмента для формования

5 посредством механической обработки заготовки держателя, заготовки детали держателя или заготовки инструмента для формования.

В альтернативном способе производства легированной стали для изготовления держателя, детали держателя для инструмента для формования пластмассы или инструмента для формования заготовки держателя или заготовки детали держателя или заготовки инструмента для формования получают из слитка, содержащего легированную сталь согласно указанному выше; указанный способ включает стадию горячей обработки слитка указанной легированной стали в интервале температур 1100-1300°C, предпочтительно, 1240-1270°C. После горячей обработки

15 следует охлаждение указанной легированной стали до температуры изотермического отжига, составляющей 550-700°C, предпочтительно, 600-700°C, причем указанный сплав подвергают изотермическому отжигу при указанной температуре изотермического отжига в течение 5-10 ч. Обычно изотермический отжиг

20 сопровождается охлаждением указанного сплава до комнатной температуры, перед тем как легированную сталь подвергают операции закалки и отпуска. Закалку выполняют аустенизацией легированной стали при температуре, составляющей 900-1100°C, предпочтительно, 950-1025°C, еще более предпочтительно, при 1000°C, в течение 30 мин, и двукратным отпуском в течение 2 ч при температуре 510-650°C,

25 предпочтительно, 540-620°C, посредством чего получают упрочненную закалкой заготовку, после чего проводят механическую обработку заготовки держателя, заготовки детали держателя или заготовки инструмента для формования для формирования держателя, детали держателя для инструмента для формования

30 пластмассы или инструмента для формования. Возможно, что охлаждение от температуры изотермического отжига до комнатной температуры можно исключить, и нагрев до температуры аустенизации может следовать непосредственно за изотермическим отжигом, но это еще необходимо исследовать.

Формула изобретения

1. Легированная сталь для изготовления заготовки держателя или заготовки детали держателя, или заготовки инструмента для формования для формирования держателя или детали держателя для инструмента для формования пластмассы, или инструмента для формования, отличающаяся тем, что имеет следующий химический состав, мас. %:

0,08-0,19 C;

$0,16 \leq C+N \leq 0,28$;

0,1-1,5 Si;

0,1-2,0 Mn;

13,0-15,4 Cr;

0,01-1,8 Ni;

0,01-1,3 Mo,

до 0,7 V максимально,

возможно, S в количестве до 0,25S, а также, возможно, Ca и O в количествах до 0,01 Ca, до 0,01 O,

железо и неизбежные примеси - остальное, при этом микроструктура стали в упрочненном закалкой состоянии представляет собой мартенсит, содержащий до 30

об.% феррита.

2. Легированная сталь по п.1, отличающаяся тем, что содержит $0,09 < C \leq 0,15$.

3. Легированная сталь по п.1, отличающаяся тем, что содержит $0,05-0,20 \text{ N}$.

4. Легированная сталь по п.3, отличающаяся тем, что содержит более $0,08 \text{ N}$.

5. Легированная сталь по любому из пп.1-4, отличающаяся тем, что общее содержание $C+N$ должно удовлетворять условию $0,17 < C+N < 0,25$.

6. Легированная сталь по п.1, отличающаяся тем, что содержит более $0,6$ и до $1,5 \text{ Si}$.

7. Легированная сталь по п.1, отличающаяся тем, что содержит $0,85-2,0 \text{ Mn}$.

8. Легированная сталь по п.1, отличающаяся тем, что содержит $13,5-14,5 \text{ Cr}$.

9. Легированная сталь по п.1, отличающаяся тем, что содержит $0,20-0,50 \text{ Ni}$, предпочтительно $0,30-0,45 \text{ Ni}$.

10. Легированная сталь по п.1, отличающаяся тем, что содержит $0,15-0,25 \text{ Mo}$.

11. Легированная сталь по п.1, отличающаяся тем, что содержит $0,07-0,7 \text{ V}$.

12. Легированная сталь по п.1, отличающаяся тем, что содержит $0,10-0,15 \text{ S}$.

13. Легированная сталь по п.1, отличающаяся тем, что содержит $0,10-0,15 \text{ C}$;

$0,08 < N \leq 0,14 \text{ N}$ при $0,17 \leq C+N \leq 0,25$;

$0,7-1,2 \text{ Si}$, предпочтительно $0,75-1,05 \text{ Si}$;

$0,85-1,8 \text{ Mn}$, предпочтительно $1,35-1,55 \text{ Mn}$;

$13,5-14,8 \text{ Cr}$, предпочтительно $13,6-14,1 \text{ Cr}$;

$0,10-0,40 \text{ Mo}$, предпочтительно $0,15-0,25 \text{ Mo}$;

$0,1-0,55 \text{ Ni}$, предпочтительно $0,30-0,45 \text{ Ni}$;

$0,09 < V \leq 0,20$, предпочтительно $0,09 < V \leq 0,15$,

причем легированная сталь в упрочненном закалкой состоянии представляет собой мартенсит, содержащий до $15 \text{ об.}\%$ феррита.

14. Способ получения легированной стали для изготовления заготовки держателя или заготовки детали держателя, или заготовки инструмента для формования для формирования держателя или детали держателя для инструмента для формования пластмассы, или инструмента для формования, включающий:

получение легированной стали с химическим составом по любому из пп.1-13,

горячую обработку слитка стали в интервале температур $1100-1300^\circ\text{C}$,

предпочтительно $1240-1270^\circ\text{C}$,

закалку путем охлаждения стали,

двукратный отпуск стали в течение 2 ч при температуре $510-650^\circ\text{C}$,

предпочтительно $540-620^\circ\text{C}$, с получением микроструктуры, содержащей до $30 \text{ об.}\%$ феррита.

15. Способ получения легированной стали для изготовления заготовки держателя или заготовки детали держателя, или заготовки инструмента для формования для формирования держателя или детали держателя для инструмента для формования пластмассы, или инструмента для формования, включающий:

получение легированной стали с химическим составом по любому из пп.1-13,

горячую обработку слитка стали в интервале температур $1100-1300^\circ\text{C}$,

предпочтительно $1240-1270^\circ\text{C}$,

охлаждение стали до температуры изотермического отжига, составляющей $550-$

700°C , предпочтительно $600-700^\circ\text{C}$,

изотермический отжиг стали при температуре изотермического отжига в течение $5-10 \text{ ч}$,

закалку стали путем аустенизации при температуре $900-1100^\circ\text{C}$,

предпочтительно 950-1025°C, более предпочтительно при 1000°C, в течение 30 мин и двукратный отпуск в течение 2 ч при температуре 510-650°C, предпочтительно 540-620°C.

5

10

15

20

25

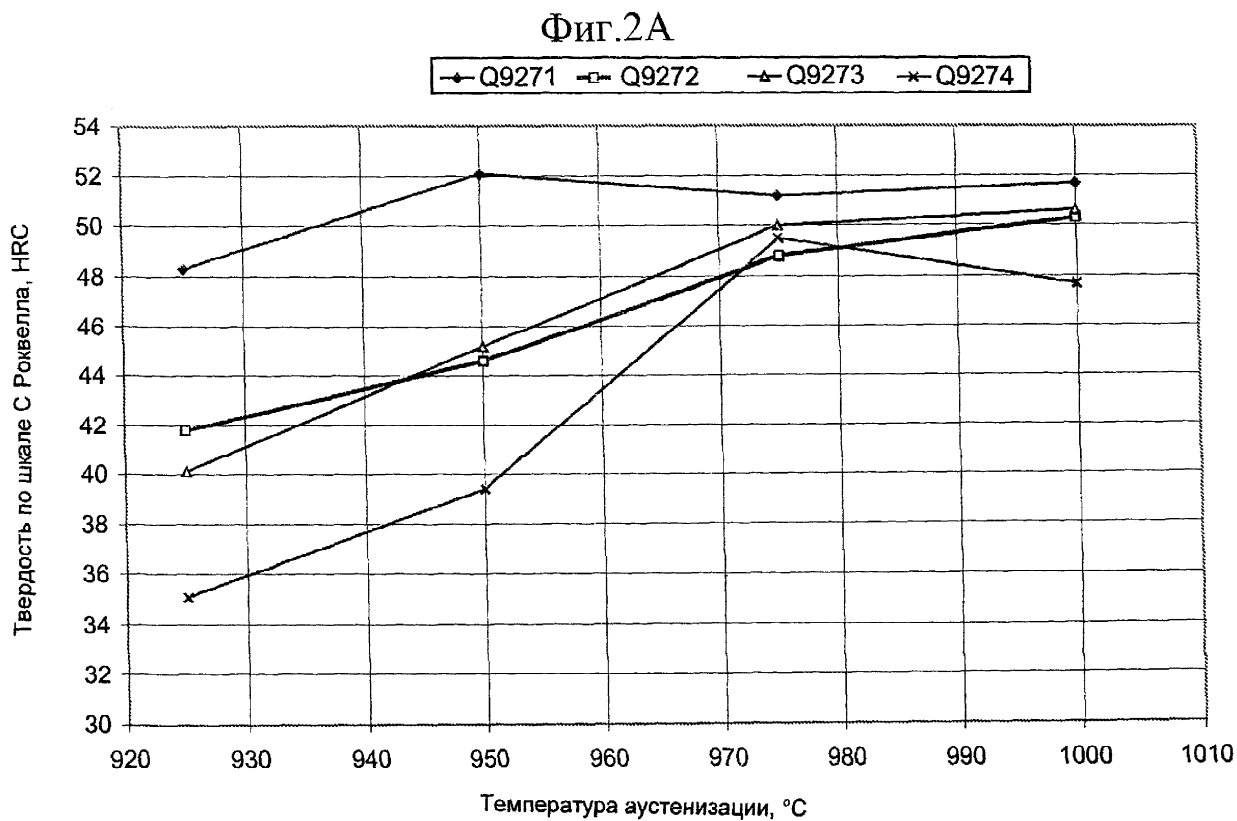
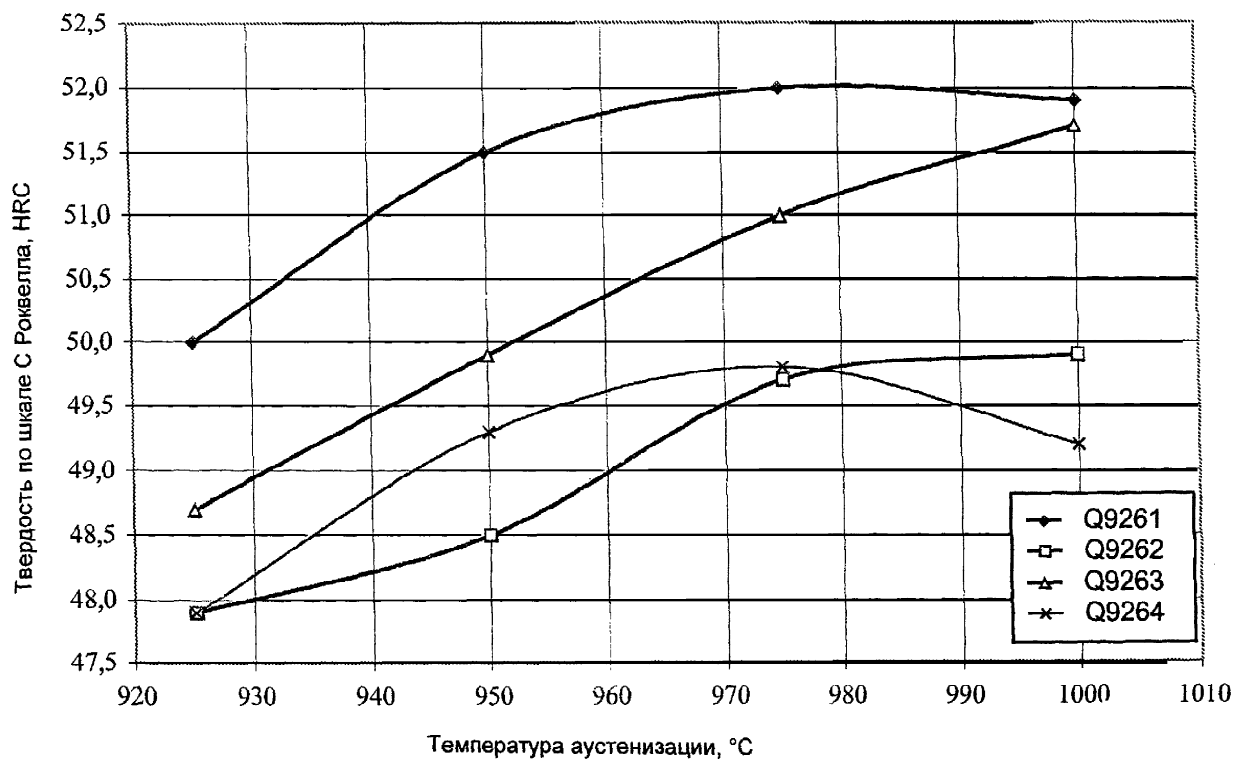
30

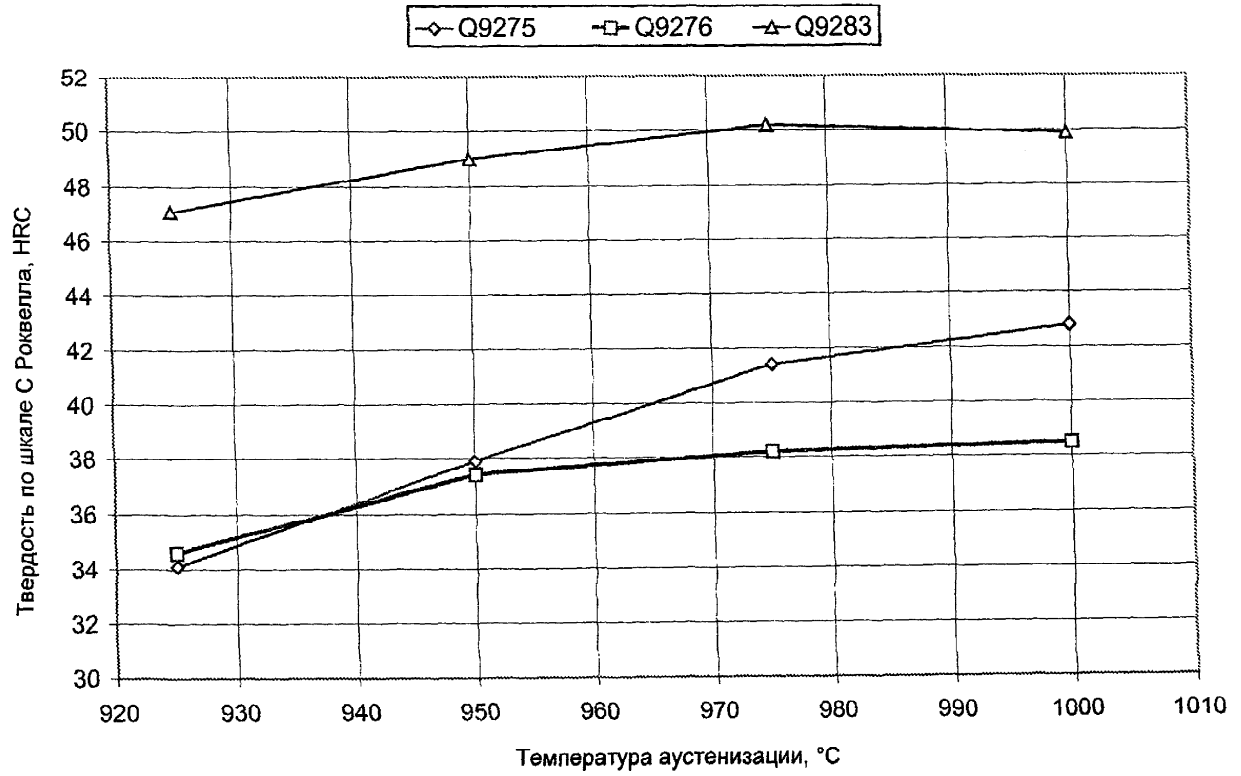
35

40

45

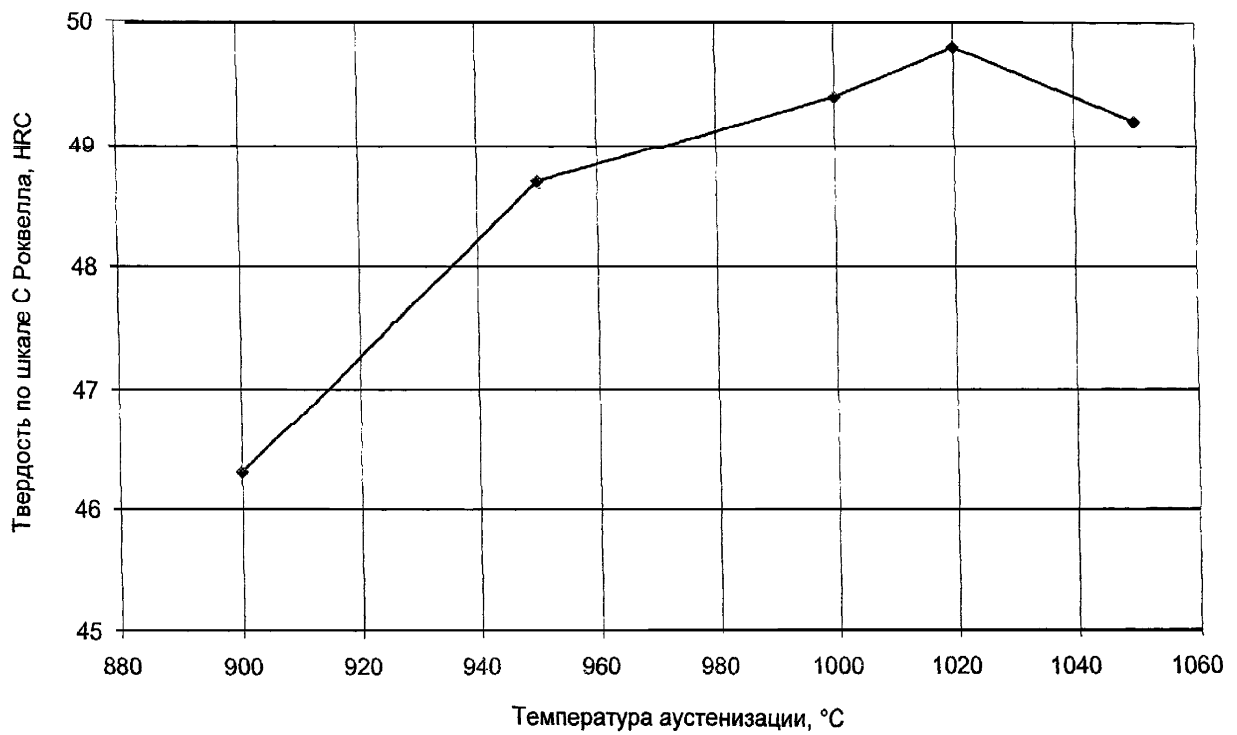
50





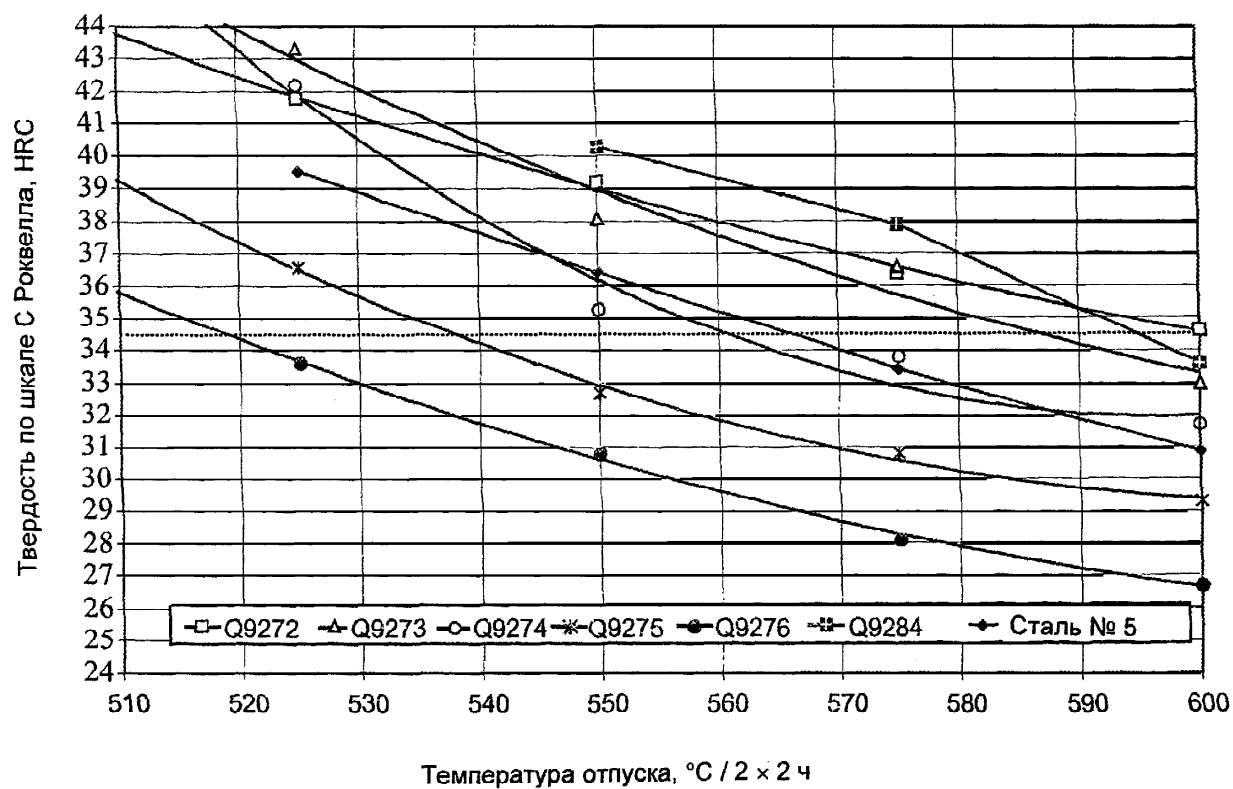
Фиг.2С

Сталь № 5



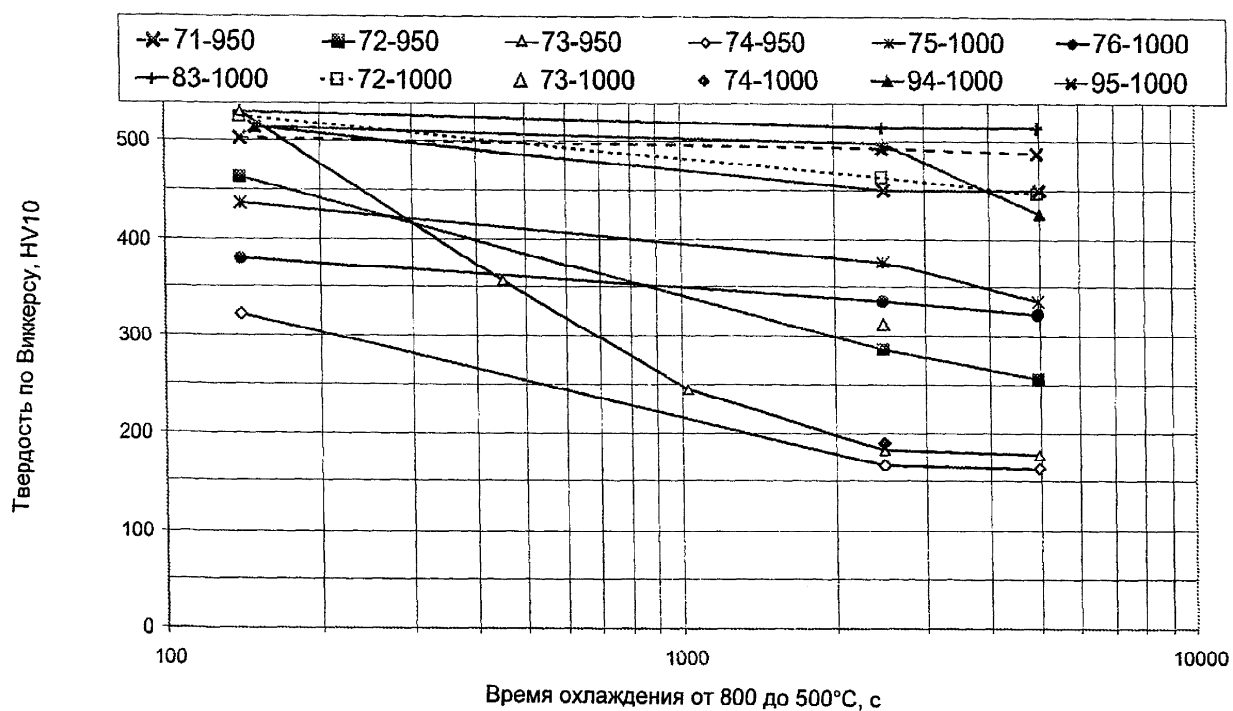
Фиг.2D

Устойчивость против отпуска

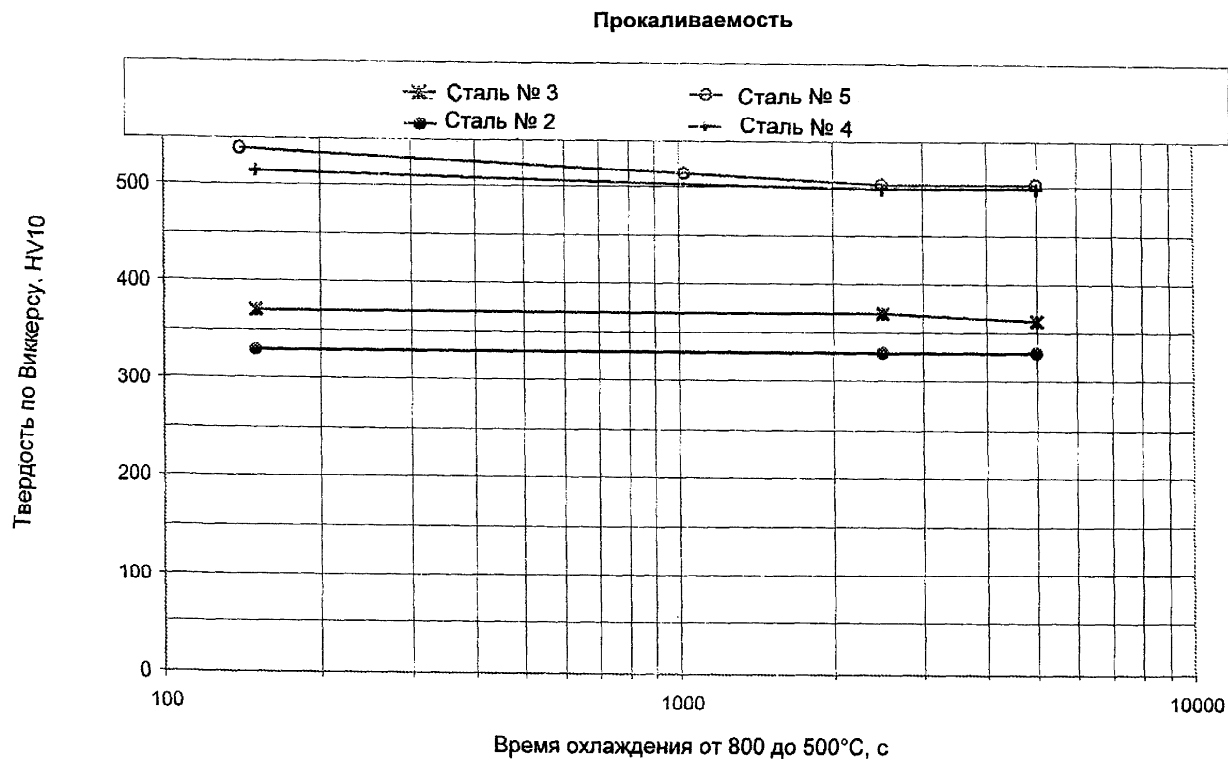


Фиг.3

Прокаливаемость

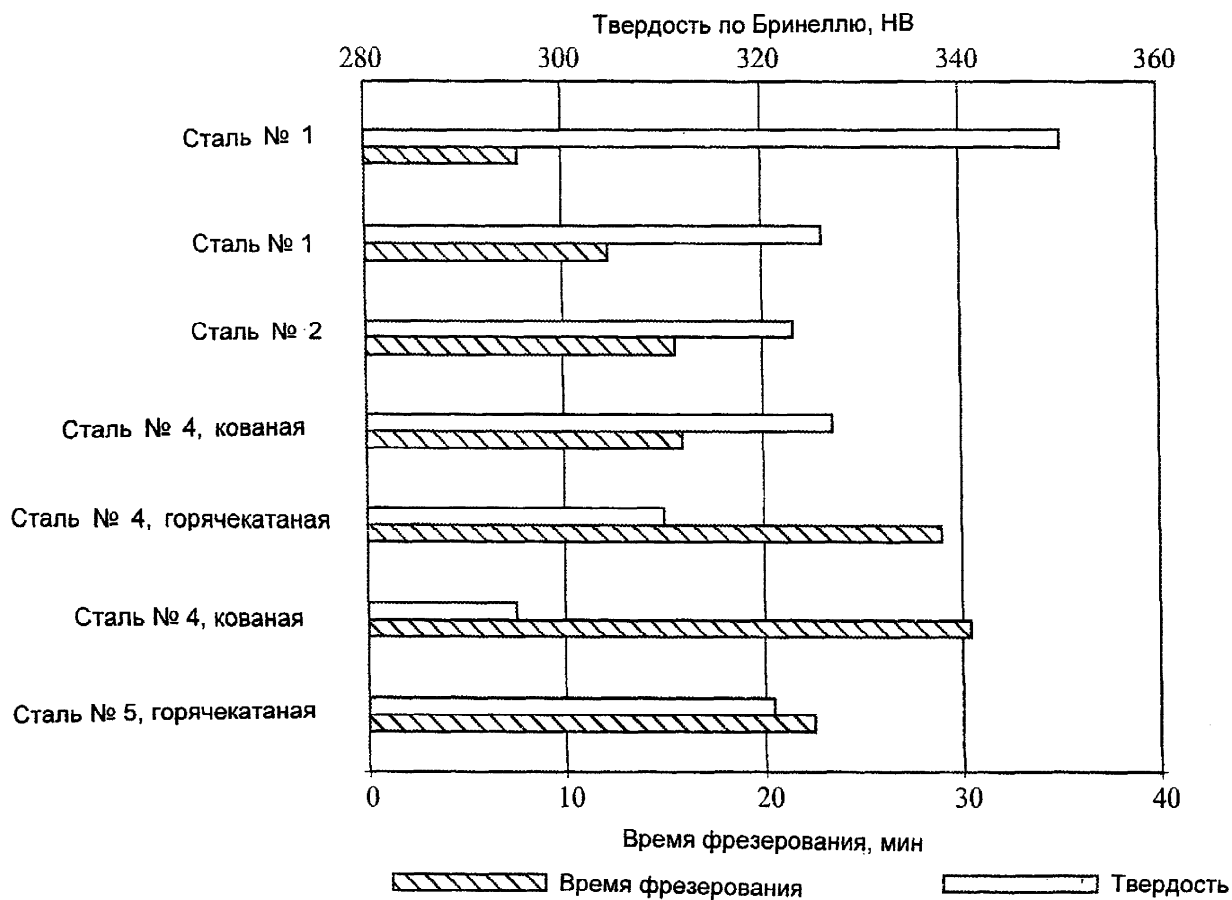


Фиг.4А



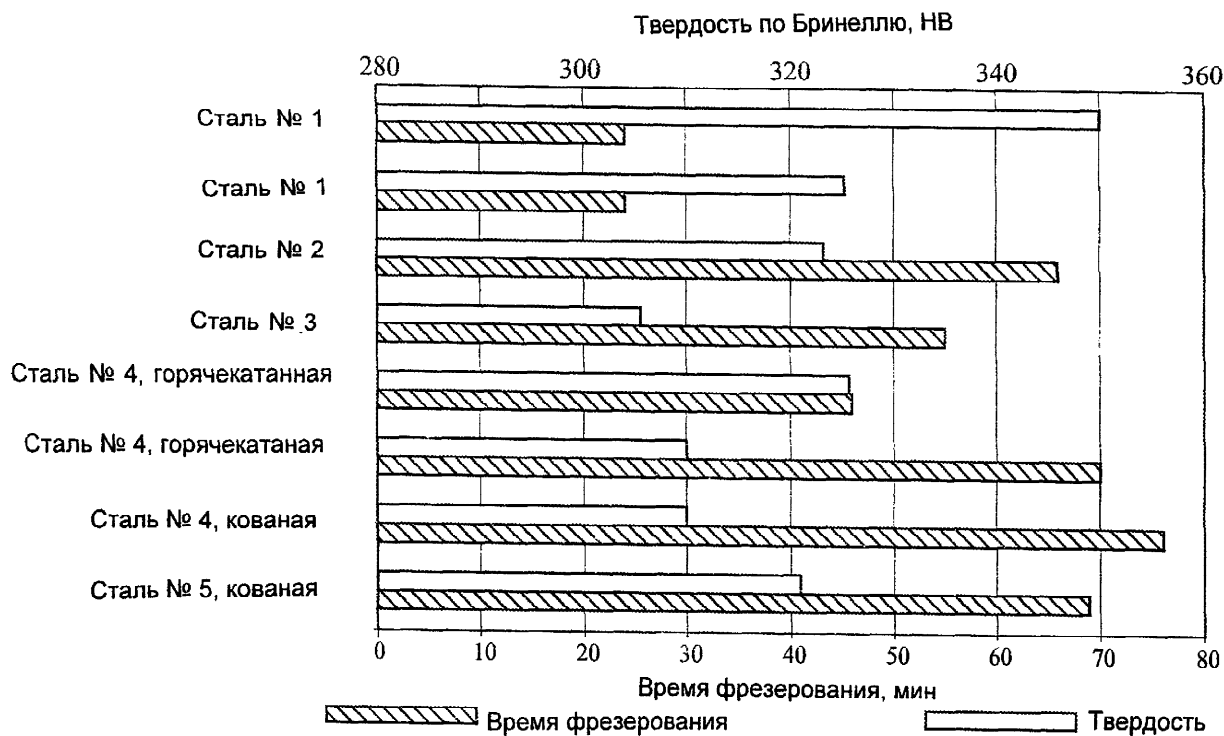
Фиг.4В

Торцовое фрезерование с применением твердосплавного инструмента с износостойкими покрытиями



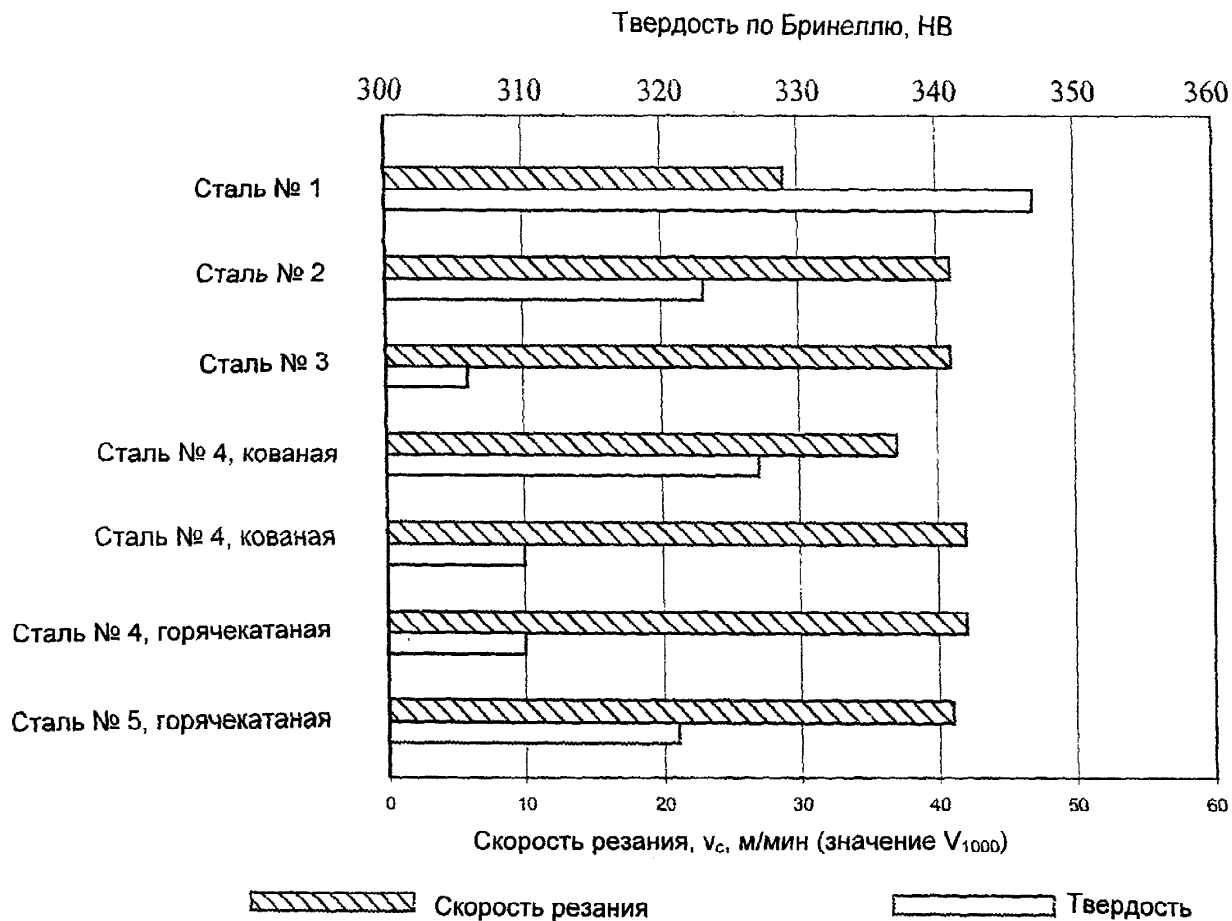
Фиг.5А

Фрезерование полости с применением твердосплавного инструмента с износостойкими покрытиями



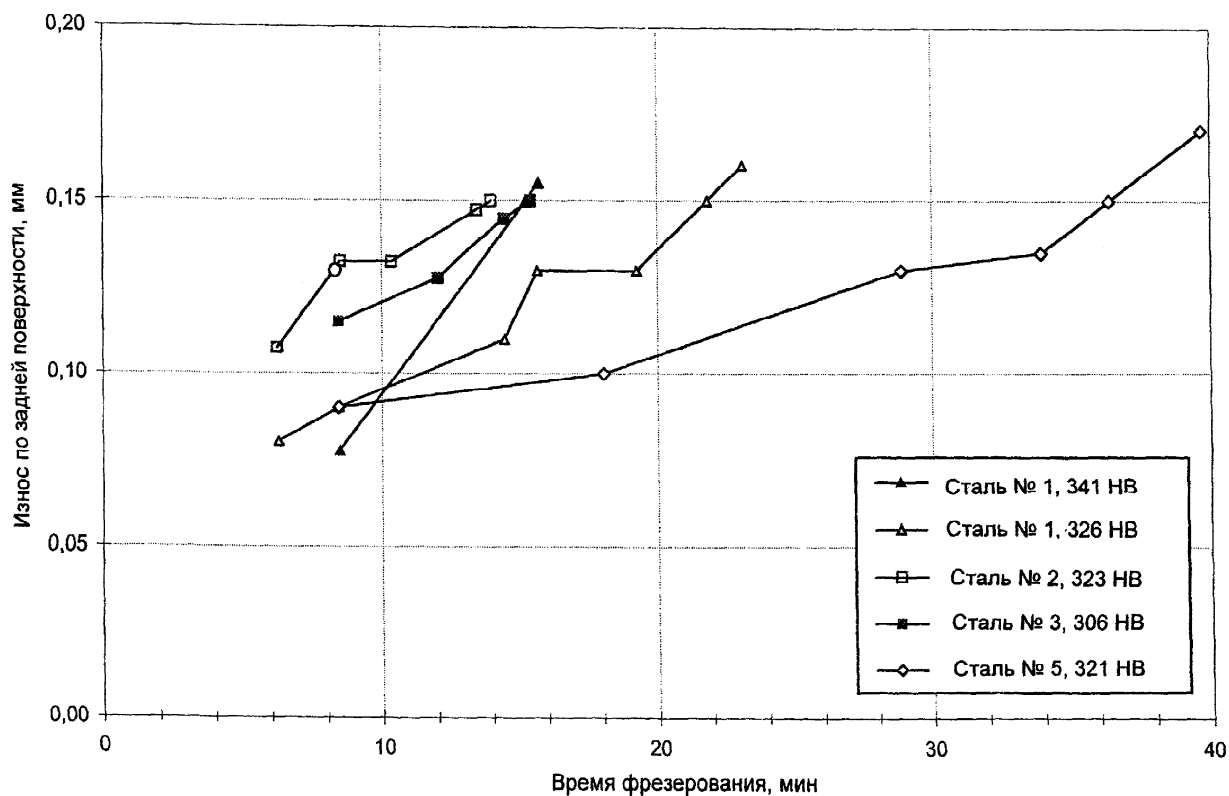
Фиг.5В

Сверление с применением быстрорежущей стали



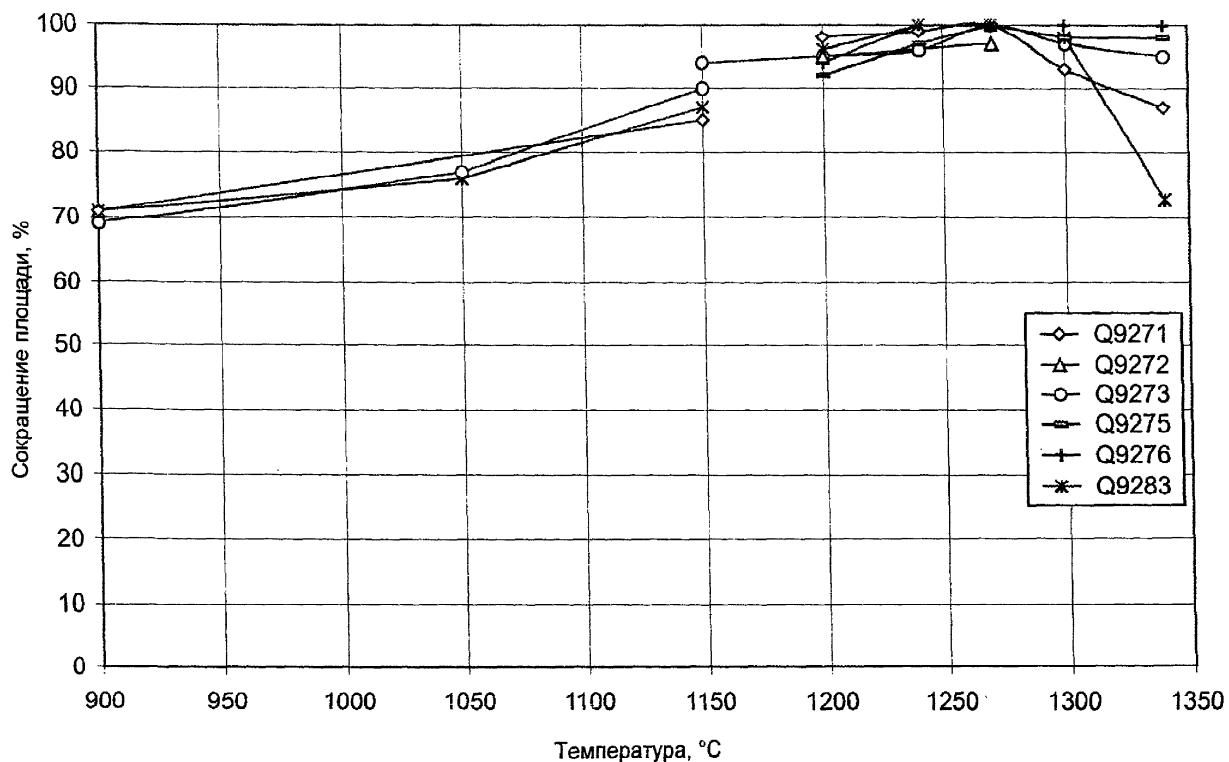
Фиг.5С

Концевое фрезерование с применением быстрорежущей стали



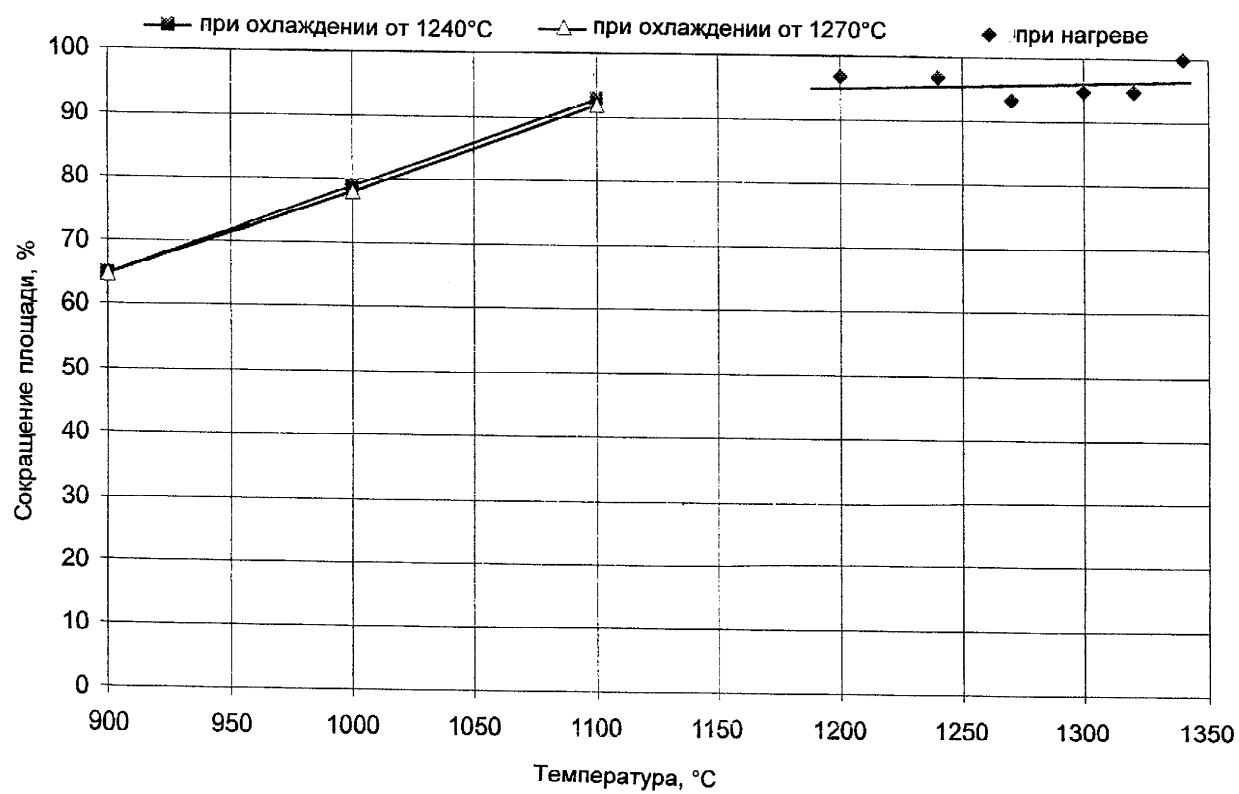
Фиг.5D

Пластичность в горячем состоянии

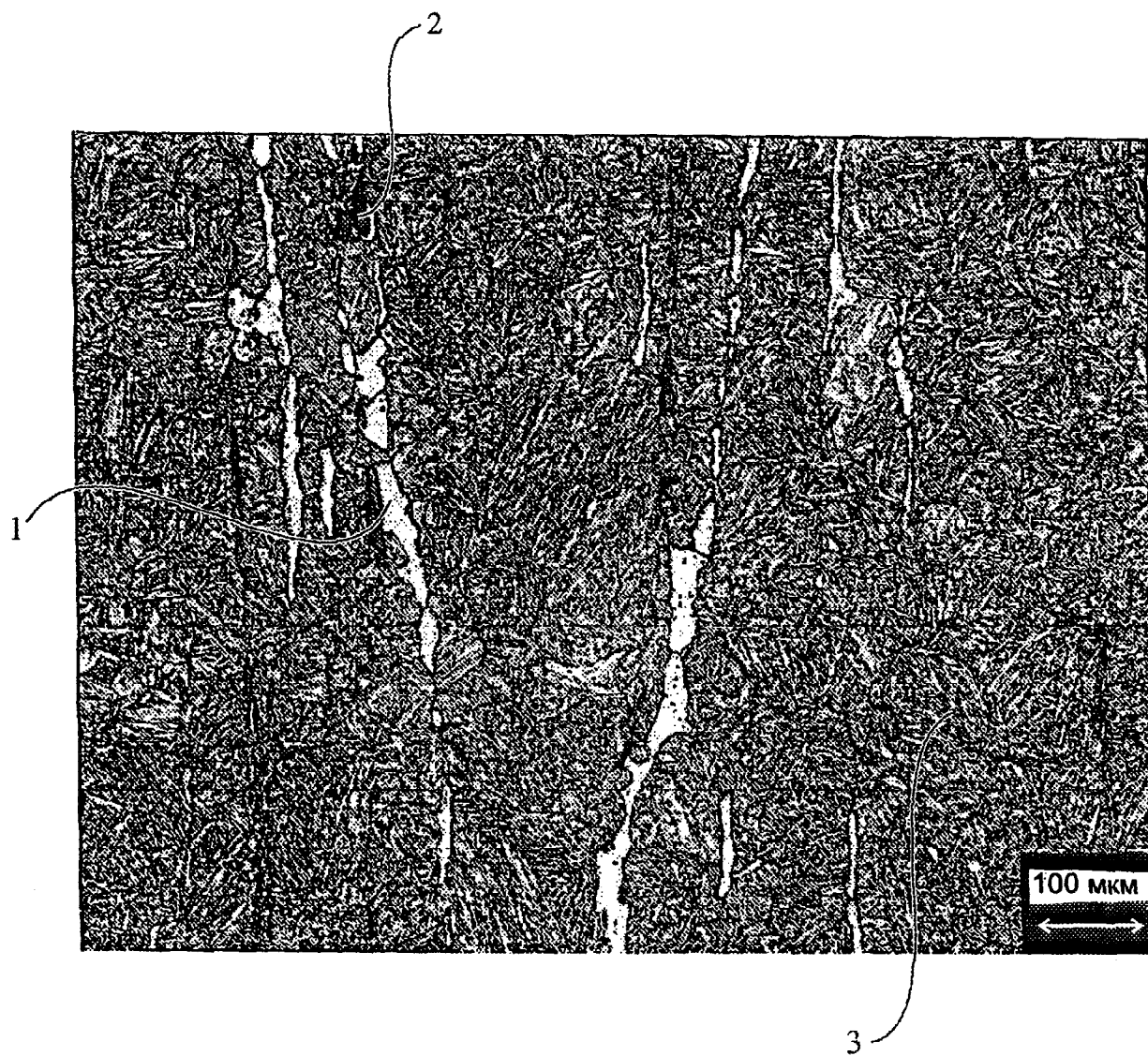


Фиг.6А

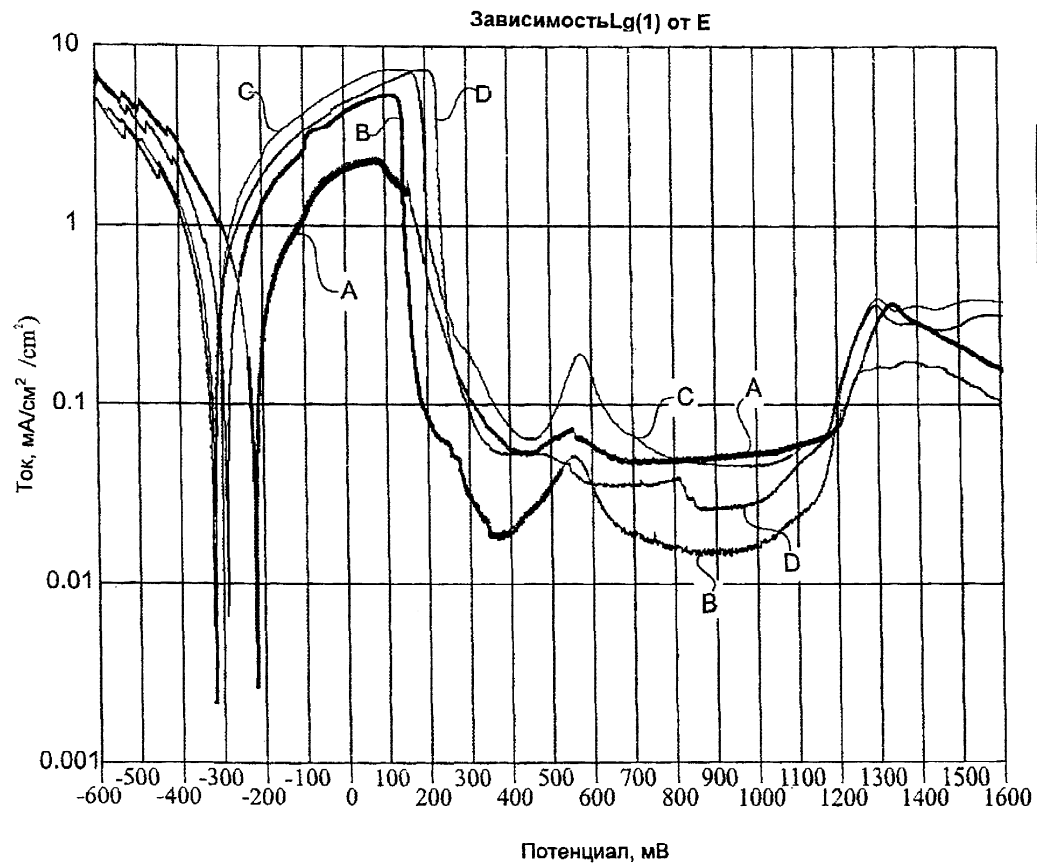
Пластичность в горячем состоянии
для стали № 5



Фиг.6В



Фиг.7



Фиг.8