

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 公開特許公報(A)

(11) 特許出願公開番号

特開2013-76155

(P2013-76155A)

(43) 公開日 平成25年4月25日(2013.4.25)

(51) Int.Cl.	F I	テーマコード (参考)
C 2 2 C 38/00 (2006.01)	C 2 2 C 38/00 3 O 1 A	4 K O 3 2
C 2 2 C 38/38 (2006.01)	C 2 2 C 38/00 3 O 1 Y	
C 2 2 C 38/58 (2006.01)	C 2 2 C 38/38	
C 2 1 D 8/06 (2006.01)	C 2 2 C 38/58	
	C 2 1 D 8/06 A	

審査請求 未請求 請求項の数 7 O L (全 20 頁)

(21) 出願番号 特願2012-44373 (P2012-44373)
 (22) 出願日 平成24年2月29日 (2012. 2. 29)
 (31) 優先権主張番号 特願2011-201994 (P2011-201994)
 (32) 優先日 平成23年9月15日 (2011. 9. 15)
 (33) 優先権主張国 日本国 (JP)

(71) 出願人 000120249
 臼井国際産業株式会社
 静岡県駿東郡清水町長沢131番地の2
 (71) 出願人 504180239
 国立大学法人信州大学
 長野県松本市旭三丁目1番1号
 (71) 出願人 505227043
 野村ユニソン株式会社
 長野県茅野市ちの650番地
 (74) 代理人 100123869
 弁理士 押田 良隆
 (72) 発明者 杉本 公一
 長野県長野市若里四丁目17番1号 国立
 大学法人信州大学工学部内

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 T R I P 型 2 相 マルテンサイト 鋼 及び それ を 用 いた 超 高 強 度 鋼 製 加 工 品

(57) 【要約】

【課題】 鍛造温度や鍛造加工率等によらず、熱処理条件を制御することによって母相組織を軟質ラスマルテンサイト組織と硬質ラスマルテンサイト組織の2相マルテンサイトとした、強度・伸びバランス及びシャルピー衝撃値に優れたT R I P 型 2 相 マルテンサイト鋼の提供。

【解決手段】 C : 0 . 1 ~ 0 . 7 %、S i : 0 . 5 ~ 2 . 5 %、M n : 0 . 5 ~ 3 . 0 %、C r : 0 . 5 ~ 2 . 0 %、M o : 0 . 5 % 以下 (0 % を 含 む)、A l : 0 . 0 4 ~ 2 . 5 %、を 含 有 し、残 部 F e 及 び 不 可 避 的 不 純 物 か ら な り、金 属 組 織 は、母 相 組 織 が 軟 質 ラ ス マ ル テ ン サ イ ト 組 織 と 硬 質 ラ ス マ ル テ ン サ イ ト 組 織 か ら な り、鋼 素 材 を 域 に 加 熱 後、マルテンサイト変態開始温度 (M s 点) 直上の温度まで急冷後、M f 点 ~ M f 点 - 1 0

【選択図】 なし

【特許請求の範囲】

【請求項 1】

C : 0 . 1 ~ 0 . 7 %、Si : 0 . 5 ~ 2 . 5 %、Mn : 0 . 5 ~ 3 . 0 %、Cr : 0 . 5 ~ 2 . 0 %、Mo : 0 . 5 %以下 (0 %を含む)、Al : 0 . 0 4 ~ 2 . 5 %、を含有し、残部 Fe 及び不可避的不純物からなり、金属組織は、母相組織が軟質ラスマルテンサイト組織と硬質ラスマルテンサイト組織からなり、鋼素材を 域に加熱後、マルテンサイト変態開始温度 (Ms 点) 直上の温度まで急冷後、Mf 点 ~ Mf 点 - 1 0 0 の温度域で等温変態処理を施すことにより得られる T R I P 型 2 相マルテンサイト鋼。

【請求項 2】

さらに、Ni : 2 . 0 %以下 (0 %を含む)、Nb : 0 . 2 %以下 (0 %を含む)、B : 0 . 0 0 5 %以下 (0 %を含む)、Ti : 0 . 0 5 %以下 (0 %を含む) を含有する請求項 1 に記載の T R I P 型 2 相マルテンサイト鋼。

10

【請求項 3】

前記等温変態処理後、さらに炭素濃化処理を施すことを特徴とする請求項 1 または 2 に記載の T R I P 型 2 相マルテンサイト鋼。

【請求項 4】

前記 域に加熱後、該温度域で塑性加工を施すことを特徴とする請求項 1 ~ 3 のいずれか 1 項に記載の T R I P 型 2 相マルテンサイト鋼。

【請求項 5】

請求項 1 ~ 4 に記載の T R I P 型 2 相マルテンサイト鋼を用いた超高強度鋼製加工品。

20

【請求項 6】

前記加工品が鍛造品である請求項 5 に記載の超高強度鋼製加工品。

【請求項 7】

前記加工品がエンジン用コネクティングロッド又は等速ジョイント又はディーゼルエンジン用コモンレールである請求項 6 に記載の超高強度鋼製加工品。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、優れた切欠き疲労強度及び破壊靱性を有する超高強度鋼及び超高強度鋼製加工品並びにその製造方法に係り、より詳しくは母相組織が軟質ラスマルテンサイト組織と硬質ラスマルテンサイト組織からなり、優れた強度・伸びバランス及びシャルピー衝撃値を有する T R I P 型 2 相マルテンサイト鋼及びそれを用いた超高強度鋼製加工品、超高強度鍛造品に関する。

30

【0002】

なお、本発明の「超高強度鍛造品」としては、例えば、エンジン用コネクティングロッド鍛造品等が代表的に挙げられ、一次鍛造品のみならず、一次鍛造品を更に鍛造 (冷間、温間鍛造等) して得られる二次鍛造品、三次鍛造品等の精密鍛造品、更に当該鍛造品を複雑な形状に加工して得られる最終製品、ディーゼルエンジンに搭載される蓄圧式燃料噴射システム用コモンレール等も全て包含される。

【背景技術】

40

【0003】

自動車、電機、機械等の産業用技術分野における鍛造品は一般に、加熱温度が異なる種々の鍛造 (加工) を行った後、焼入れ・焼戻し等の調質処理 (熱処理) をして製造されており、例えば自動車を例に挙げると、クランクシャフト、コンロッド、トランスミッションギア、ディーゼルエンジンに搭載される蓄圧式燃料噴射システム用コモンレール等には、熱間鍛造品 (加圧温度 1 1 0 0 ~ 1 3 0 0) や温間鍛造品 (加圧温度 6 0 0 ~ 8 0 0) が、ピニオンギア、歯車、ステアリングシャフト、バルブリフター等には、冷間鍛造品 (常温で加圧) がそれぞれ汎用されている。

【0004】

近年、自動車の車体の軽量化と衝突安全性を確保するため、残留オーステナイトの変態

50

誘起塑性を伴う成形可能な超高強度低合金 T R I P 鋼 (T B F 鋼) の適用が検討されている。

例えば、特許文献 1 には、概ねフェライトとオーステナイトの 2 相域温度にて焼鈍と鍛造の両方を行った後、所定温度でオーステンパ処理するという独自の熱処理を採用することによって、引張強度が 6 0 0 M P a 級以上の高強度域において、伸び、及び強度 - 絞り特性のバランスに優れた高強度鍛造品の製造方法に関する技術が、又、特許文献 2 には、焼戻しベイナイト又はマルテンサイトを作り分けた後、概ねフェライトとオーステナイトの 2 相域温度で焼鈍と鍛造の両方を行い、その後、所定温度でオーステンパ処理する方法を採用することにより、伸び、及び、強度 - 絞り特性のバランスに優れた高強度鍛造品を製造し得る技術が、更に、特許文献 3 には、2 相域の温度範囲に加熱した後、該 2 相域で鍛造加工を行い、その後、規定のオーステンパ処理を施すことで、鍛造加工時の温度を低下できると共に、優れた伸びフランジ性と加工性を備えた高強度鍛造品を製造し得る技術が、開示されている。

10

20

30

40

50

【 0 0 0 5 】

しかしながら、これらの方法で得られる鍛造品を製造する場合、以下に記載する問題が発生する可能性がある。

鍛造品は、その加工率に応じて発熱するため、鍛造時の部品温度が部位によって変化する場合があります。例えば、高温 (A c 3 点付近) で鍛造を行った場合には、加工率が高いと発熱量も大きくなり、オーステナイト同士 of 合体・成長が発生するため、熱処理後に粗大な残留オーステナイトが生成し、衝撃特性を劣化させることが考えられる (高温鍛造時の問題点) 。一方、低温側 (A c 1 点付近) で鍛造を行った場合には、加工率が低いと十分な発熱量が確保できないので、不安定な残留オーステナイトが大量に生成し、熱処理後、破壊の起点となる硬質なマルテンサイトが生成して衝撃特性を劣化させることが考えられる (低温鍛造時の問題点) 。従って、鍛造品の温度や加工率が異なると、部分的に粗大な残留オーステナイトや不安定なオーステナイトが発生し易く、鍛造品全体として安定かつ優れた耐衝撃特性を得ることが難しい。

【 0 0 0 6 】

一方、特許文献 4 には、熱延鋼材作製時に N b 、 T i 、 V の内の一種類あるいは 2 種類以上の添加、及び適量の A l 添加を行い、概ねフェライトとオーステナイトの 2 相域温度で焼鈍と鍛造の両方を行った後、所定温度でオーステンパ処理するという熱処理を採用することにより、鍛造温度、及び鍛造加工率に依らず伸び、及び強度 - 絞り特性のバランスに優れ、引張強度も 6 0 0 M P a 以上の、耐衝撃特性に優れた鋼製高強度加工品、高圧燃料配管 (特に、高強度かつ耐衝撃特性に優れた、ディーゼルエンジン用燃料噴射管及びディーゼルエンジン用コモンレール等) を製造し得る技術が開示されている。

この特許文献 4 が開示されている発明は、前記特許文献 1 ~ 3 が開示されている技術では得られない格別の効果を奏する点で優れ、その超高強度低合金 T R I P 鋼 (T B F 鋼) は自動車の車体の軽量化と衝突安全性の確保により大きく寄与し得ることが期待される。しかしながら、この超高強度低合金 T R I P 鋼 (T B F 鋼) は、微粒状ベイナイトフェライトとポリゴナルフェライトが、マトリックスの中で、ベイナイトフェライトのラス構造と共に共存することから、更なる高い降伏強度と引張強度を達成するための完全な T B F 鋼を得るためには、高い焼入れ性が必要であった。

【 0 0 0 7 】

特許文献 5 は、この高い焼入れ性を有する超高強度低合金 T R I P 鋼 (T B F 鋼) の製造を可能としたもので、焼入れ性向上のために C r 、 M o 、 N i を、結晶粒の微細化による強度 (疲労強度) 向上のために N b 、 T i 、 V を適量含み、かつ炭素当量を適正值に設定し、所定の熱処理を採用することにより、微細構造の金属組織を有し、かつ強度と靱性のバランスが優れた高焼入れ性の超高強度低合金 T R I P 鋼 (T B F 鋼) を得る技術を開示している。

しかしながら、この特許文献 5 が開示されている発明は、特許文献 4 が開示されている技術では得られない格別の効果を奏する点で優れているが、超高強度及び高い成形性、高

い遅れ破壊強度を有する次世代型高強度材料としては未だ十分とは言い得ないものであった。

【 0 0 0 8 】

これに対し、残留オーステナイトの変態誘起塑性 (T R I P) を利用した低合金 T R I P 鋼は、超高強度及び高い成形性、高い遅れ破壊強度を有する次世代型高強度材料として期待されている。特許文献 6 に開示されている技術は、母相組織をマルテンサイトとした超高強度の T R I P 型マルテンサイト鋼 (T M 鋼) を開示したもので、焼入れ性向上のために C r と M o 、及び、超高強度鋼とするため N b を複合添加し、かつ C 量を除いた炭素当量を適正值に設定し、焼入れ処理 (Q 処理) 後、炭素濃化処理 (P 処理) を施すことにより、母相組織がマルテンサイトの超高強度及び高い成形性、高い遅れ破壊強度を有する T R I P 型マルテンサイト鋼 (T M 鋼) を得たものである。

10

しかしながら、この特許文献 6 に開示されている T R I P 型マルテンサイト鋼 (T M 鋼) は、超高強度及び高い成形性、高い遅れ破壊強度を有する等、前記特許文献 1 ~ 5 に開示されている技術では得られない格別の効果を奏する点で優れているが、次世代型高強度材料としてより完全な T M 鋼を得るためには、超高強度及び高い成形性、高い遅れ破壊強度に加え、強度・伸びバランス及びシャルピー衝撃値をさらに高める必要があった。

【 先行技術文献 】

【 特許文献 】

【 0 0 0 9 】

【 特許文献 1 】 特開 2 0 0 4 - 2 9 2 8 7 6 号公報

20

【 特許文献 2 】 特開 2 0 0 5 - 1 2 0 3 9 7 号公報

【 特許文献 3 】 特開 2 0 0 4 - 2 8 5 4 3 0 号公報

【 特許文献 4 】 特開 2 0 0 7 - 2 3 1 3 5 3 号公報

【 特許文献 5 】 特開 2 0 1 0 - 1 0 6 3 5 3 号公報

【 特許文献 6 】 特開 2 0 1 0 - 2 8 0 9 6 2 号公報

【 発明の概要 】

【 発明が解決しようとする課題 】

【 0 0 1 0 】

本発明は、上記現状に鑑みてなされたもので、鍛造温度や鍛造加工率等に依らず、特に熱処理条件を制御することによって母相組織をラス状軟質マルテンサイト組織とラス状硬質マルテンサイト組織の 2 相組織とし、優れた強度・伸びバランス及びシャルピー衝撃値を有する T R I P 型 2 相マルテンサイト鋼及びそれを用いた超高強度鋼製加工品を提供することを目的とするものである。

30

【 課題を解決するための手段 】

【 0 0 1 1 】

本発明者らは、鍛造温度や鍛造加工率等に依らず、化学組成の成分添加量の制御に加え熱処理条件を適正に制御することによって母相組織がラス状軟質マルテンサイト組織とラス状硬質マルテンサイト組織の 2 相組織となす優れた強度・伸びバランス及びシャルピー衝撃値を有する T R I P 型 2 相マルテンサイト鋼及びそれを用いた超高強度鋼製加工品、超高強度鍛造品の実現と、これらの製造方法を確立すべく、超高強度を有する T R I P 型マルテンサイト鋼 (T M 鋼) について、 γ 域での加熱とその後の等温変態処理 (I T 処理) 及び炭素濃化処理 (P 処理) の当該 T M 鋼の微細化構造と機械的特性に及ぼす効果を、具体的な実験により検討した。

40

その結果、 γ 域での加熱後の等温変態処理 (I T 処理) 、さらにその後の炭素濃化処理 (P 処理) によって母相組織がラス状軟質マルテンサイト組織とラス状硬質マルテンサイト組織の 2 相組織からなり組織の微細化、安定化をもたらすことを知見し、優れた強度・伸びバランス及びシャルピー衝撃値を有する T R I P 型 2 相マルテンサイト鋼が得られることを見出した。

【 0 0 1 2 】

すなわち、本発明に係る T R I P 型 2 相マルテンサイト鋼は、C : 0 . 1 ~ 0 . 7 % 、

50

Si : 0.5 ~ 2.5 %、Mn : 0.5 ~ 3.0 %、Cr : 0.5 ~ 2.0 %、Mo : 0.5 % 以下 (0 % を含む)、Al : 0.04 ~ 2.5 % を含有し、残部 Fe 及び不可避免的な不純物からなり、金属組織は、母相組織が軟質ラスマルテンサイト組織と硬質ラスマルテンサイト組織からなり、鋼素材を 域に加熱後、マルテンサイト変態開始温度 (Ms 点) 直上の温度まで急冷後、Mf 点 ~ Mf 点 - 100 の温度域で等温変態処理 (IT 処理) を施すことにより得られるものである。

【0013】

前記強度・伸びバランス及びシャルピー衝撃値に優れた TRIP 型 2 相マルテンサイト鋼は、さらに、他の元素として、Ni を 2.0 % 以下 (0 % を含む)、Nb を 0.2 % 以下 (0 % を含む)、B を 0.005 % 以下 (0 % を含む)、Ti を 0.05 % 以下 (0 % を含む) 含有してもよい。

10

【0014】

本発明に係る TRIP 型 2 相マルテンサイト鋼は、又、前記等温変態処理後、さらに炭素濃化処理 (P 処理) を施して得られることを特徴とするものである。

【0015】

さらに本発明に係る TRIP 型 2 相マルテンサイト鋼は、前記 域に加熱後、該温度域で塑性加工を施して得られることを特徴とするものである。

【0016】

前記強度・伸びバランス及びシャルピー衝撃値に優れた TRIP 型 2 相マルテンサイト鋼を用いた超高強度鋼製加工品としては鍛造品が挙げられる。又、前記加工品としては、エンジン用コネクティングロッド、等速ジョイント、ディーゼルエンジン用コモンレール等が挙げられる。

20

【発明の効果】

【0017】

本発明は、強度・伸びバランス及びシャルピー衝撃値の向上のために熱処理条件として 域に加熱後、等温変態処理 (IT 処理) を施すことにより、母相組織が軟質ラスマルテンサイト組織と硬質ラスマルテンサイト組織からなる微細構造の金属組織が得られ、又、等温変態処理 (IT 処理) 後に炭素濃化処理 (P 処理) を施すことにより、焼入れ処理 (Q 処理) - 炭素濃化処理 (P 処理) と同程度まで炭素濃度を高めることができ、さらに 域に加熱後、該温度域で塑性加工 (熱間加工) を施すことにより残留オーステナイト量を増加させることができ、優れた強度・伸びバランス及びシャルピー衝撃値を有する TRIP 型 2 相マルテンサイト鋼が得られる。又、この TRIP 型 2 相マルテンサイト鋼を用いることにより、加熱温度や、加工率 (鍛造加工率や圧延加工率等) 等によらず、高温鍛造時や低温鍛造時の問題がなく、強度・伸びバランス及びシャルピー衝撃値に優れた超高強度鋼製加工品、超高強度鍛造品を提供できる。

30

【図面の簡単な説明】

【0018】

【図 1】本発明に係る TRIP 型 2 相マルテンサイト鋼の特徴的な組織を示す模式図である。

【図 2】本発明に係る TRIP 型 2 相マルテンサイト鋼の熱処理工程を示す説明図である。

40

【図 3】本発明の実施例 1 における表 1 の鋼種 A の供試鋼の残留量を従来鋼と比較して示す図である。

【図 4】同じく本発明の実施例 1 における表 1 の鋼種 A の供試鋼の炭素濃度を従来鋼と比較して示す図である。

【図 5】同じく本発明の実施例 1 における表 1 の鋼種 A の供試鋼の強度・伸びバランスを従来鋼と比較して示す図である。

【図 6】同じく本発明の実施例 1 における表 1 の鋼種 A の供試鋼のシャルピー衝撃値を従来鋼と比較して示す図である。

【図 7】同じく本発明の実施例 1 における表 1 の鋼種 A の供試鋼の硬さを従来鋼と比較し

50

て示す図である。

【図 8】同じく本発明の実施例 1 における鋼種 A の供試鋼の熱処理材（IT 処理材）の金属組織（顕微鏡写真）を示す図である。

【図 9】本発明の実施例 2、3 における表 1 の鋼種 B（実施例 2）、鋼種 A（実施例 3）の供試鋼の残留量を示す図である。

【図 10】同じく本発明の実施例 2、3 における表 1 の鋼種 B（実施例 2）、鋼種 A（実施例 3）の供試鋼の炭素濃度を示す図である。

【図 11】同じく本発明の実施例 2、3 における表 1 の鋼種 B（実施例 2）、鋼種 A（実施例 3）の供試鋼の強度・伸びバランスを示す図である。

【図 12】同じく本発明の実施例 2、3 における表 1 の鋼種 B（実施例 2）、鋼種 A（実施例 3）の供試鋼のシャルピー衝撃値を示す図である。

【図 13】同じく本発明の実施例 2、3 における表 1 の鋼種 B（実施例 2）、鋼種 A（実施例 3）の供試鋼の硬さを示す図である。

【発明を実施するための形態】

【0019】

本発明の TRIP 型 2 相マルテンサイト鋼は、前記したように金属組織として、母相組織がラス状軟質マルテンサイト組織とラス状硬質マルテンサイト組織からなる。具体的には、その特徴的な組織（2 相マルテンサイト組織）を図 1 に示すように、母相組織は相対的にラス幅が大きい粗大な軟質マルテンサイト 1 とラス幅が極めて小さい微細な硬質マルテンサイト 2 とからなる。ここで、ラス状軟質マルテンサイト 1 は炭素濃度が低く、微量の炭化物（セメントイト 4 等）を含む。低い炭素濃度はオーステナイト化後の冷却中又は等温変態処理中に残留オーステナイト相（相）に炭素が濃化することによるもので、その炭化物量は一般の低合金マルテンサイト鋼の炭化物の 50% 以下である。これに対し、ラス状硬質マルテンサイト 2 は炭素濃度が非常に高く、又、ラス境界に残留オーステナイト 3 が存在する。このラス状硬質マルテンサイト 2 は、旧オーステナイト粒界及び粒内に存在する。

このように母相組織をラス状軟質マルテンサイト組織とラス状硬質マルテンサイト組織の 2 相とすることにより、組織の微細化、破壊単位の減少をもたらす効果が得られる上、ラス状軟質マルテンサイトに圧縮の内部応力を発生させる作用（き裂の発生や伝播を抑制する作用）や、残留オーステナイトの微細化、安定化をもたらすという作用効果が得られる。

【0020】

本発明鋼における金属組織の体積率としては、特に限定するものではないが、母相組織を構成するラス状軟質マルテンサイト体積率は 30～85%、ラス状硬質マルテンサイト体積率は 10～70% である。このように規定するのは、以下に記載する理由による。

【0021】

・母相組織：ラス状軟質マルテンサイト体積率が 30～85%、ラス状硬質マルテンサイト体積率が 10～70%

強度・伸びバランス及びシャルピー衝撃値に優れた TRIP 型 2 相マルテンサイト鋼を得るためには、ラス状軟質マルテンサイトの体積率を 30～85%、ラス状硬質マルテンサイトの体積率を 10～70% とする必要がある。即ち、ラス状軟質マルテンサイト体積率が 30% 未満では、強度は高くなるが脆くなり、他方、85% を超えると、強度が大幅に低下するためである。又、ラス状硬質マルテンサイト体積率が 10% 未満では破壊単位を小さくする効果が十分に得られず、他方、70% を超えると脆くなるためである。

【0022】

本発明の TRIP 型 2 相マルテンサイト鋼は、前記したように母相組織としてラス状軟質マルテンサイトとラス状硬質マルテンサイトを有するが、さらに第 2 相組織として残留オーステナイトとフェライトを金属組織として含む。この第 2 相組織の中で、残留オーステナイトは全伸びの向上に有効であり、又、塑性誘起マルテンサイト変態によるき裂抵抗となることで耐衝撃特性の向上にも有効であるが、該残留オーステナイトの体積率が 10

10

20

30

40

50

%を超えると残留オーステナイト中のC濃度が低くなり、不安定な残留オーステナイトとなり前記効果を十分発揮することができないため、残留オーステナイトの体積率は1%以上10%以下が好ましい。なお、フェライト体積率は高い引張強度を確保するため5%以下(0%を含む)が好ましい。

【0023】

又、本発明において、上記金属組織を確実に形成すると共に、強度・伸びバランス及びシャルピー衝撃値等の機械的特性を効率よく高めるためには、TRIP型2相マルテンサイト鋼の主要成分を下記の通り制御することが望まれる。

【0024】

・C：0.1～0.7%

Cは高強度を確保し、かつ、残留オーステナイトを確保するために必須の元素である。より詳しくは、オーステナイト中のCを確保し、室温でも安定した残留オーステナイトを残存させて、延性及び耐衝撃特性を高めるのに有効であるが、0.1%未満ではその効果が十分に得られず、他方、添加量を増すと残留オーステナイト量が増加すると共に、残留オーステナイトにCが濃化し易くなるので、高い延性及び耐衝撃特性が得られる。しかし、0.7%を超えると、その効果が飽和するのみならず、中心偏析等による欠陥等が発生し、耐衝撃特性を劣化するため、上限を0.7%に限定した。

10

【0025】

・Si：0.5～2.5%

Siは酸化物生成元素であるので、過剰に含まれると耐衝撃特性を劣化させるため添加量を2.5%以下とした。

20

【0026】

・Mn：0.5～3.0%

Mnは、オーステナイトを安定化し、規定量の残留オーステナイトを得るために必要な元素である。このような作用を有効に発揮させるためには、0.5%以上(好ましくは0.7%以上、より好ましくは1%以上)添加することが必要である。しかし、過剰に添加すると、鑄片割れが生じるなどの悪影響が出るので、3.0%以下とした。

【0027】

・Cr：0.5～2.0%以下

Crは鋼の強化元素として有用であると共に、残留オーステナイトの安定化や所定量の確保に有効な元素であるのみならず、鋼の焼入れ性の向上にも有効な元素であるが、焼入れ性の向上効果を十分に発揮させるためには、0.5%以上含有させる必要があり、他方、2.0%を超えると焼入れ性が高くなり過ぎるため上限を2.0%とした。

30

【0028】

・Mo：0.5%以下(0%を含む)

Moも前記Crと同様に、鋼の強化元素として有用であると共に、残留オーステナイトの安定化や所定量の確保に有効な元素であるのみならず、鋼の焼入れ性の向上にも有効な元素であるが、焼入れ性の向上効果を発揮させるためには、0.5%以下含有させるのが好ましい。

40

【0029】

・Nb：0.2%以下(0%を含む)

Nbは結晶粒のさらなる微細化をはかるために含有させるのが好ましい。これはオーステナイト単相域及び概ねフェライトとオーステナイトの2相域温度で焼鈍、更には鍛造等の塑性加工の両方を行った後、所定温度で炭素濃化処理(焼戻し処理)を施すことにより、前記の金属組織、ひいては所望の特性を容易に確保するためである。

【0030】

・Al：0.04～2.5%

AlはSiと同様に炭化物の析出を抑制する元素であるが、AlはSiよりもフェライト安定能が強いので、Al添加の場合には変態開始がSi添加の場合よりも速くなり、極短時間の保持(鍛造等)においてもオーステナイト中にCが濃化されやすい。そのため、

50

A1添加を行った場合には、オーステナイトをより安定化させることができ、結果として生成したオーステナイトのC濃度分布が高濃度側にシフトする上、生成する残留オーステナイト量が多くなって、高い衝撃特性を示すようになる。しかしながら、0.04%未満の微量ではその効果が十分に得られず、他方、2.5%を超える添加は、鋼のAc3変態点を上昇させ、実作業上好ましくないので、上限を2.5%に規定した。

【0031】

・Ni：2.0%以下（0%を含む）

Niも前記Cr、Moと同様に、鋼の強化元素として有用であると共に、残留オーステナイトの安定化や所定量の確保に有効な元素であるのみならず、鋼の焼入れ性の向上にも有効な元素であるが、焼入れ性の向上効果を発揮させるためには、2.0%以下含有させるのが好ましい。

10

【0032】

・B：0.005%以下（0%を含む）

BはCr、Mo等と同様に鋼の焼入れ性の向上に有効な元素であるが、残留オーステナイトの炭素濃度を低くしない効果がある。又、遅れ破壊強度を低下させずに焼入れ性を高め、コストを低く抑えるためには、0.005%以下が好ましい。

【0033】

・Ti：0.05%以下（0%を含む）

TiはNbと同様に、結晶粒のさらなる微細化をはかるために含有させるのが好ましい。

20

【0034】

次に、本発明の強度・伸びバランス及びシャルピー衝撃値に優れたTRIP型2相マルテンサイト鋼は、上記成分組成を満たす鋼素材を 域に加熱後、マルテンサイト変態開始温度(Ms点)直上の温度まで急冷後、Mf点~Mf点-100 の温度域で等温変態処理(IT処理)を施すことにより得られるが、その熱処理条件について以下に説明する。

【0035】

本発明の強度・伸びバランス及びシャルピー衝撃値に優れたTRIP型2相マルテンサイト鋼を得るための熱処理工程は、図2に示すように、上記成分組成を満たす鋼素材を 域(例えばA₃点+50)に加熱後、マルテンサイト変態開始温度(Ms点)直上の温度(例えばMs点+10~30)まで10~100 /sの冷却速度で急冷し、その後Mf点~Mf点-100 の温度域(例えば200)まで0.1~100 /sの冷却速度で冷却後、その温度で等温変態処理(IT処理)を施すことを特徴とするものである。ここで、等温変態処理時間としては、特に限定するものではないが100~10000秒程度が望ましい。

30

即ち、本発明は、上記成分組成を満たす鋼素材を 域(例えば950)に加熱後、マルテンサイト変態開始温度(Ms点)直上の温度(例えば430)まで急冷処理後、Mf点~Mf点-100 の温度域で等温変態処理(IT処理)を施す。その際、 域からMs点直上の温度までの冷却速度としては特に限定するものではないが、フェライトやパーライトの生成を抑制するために10 /s以上の平均冷却速度で冷却するのが好ましい。

40

域からMs点直上の温度まで急冷処理した後、Mf点~Mf点-100 の温度域で等温変態処理(IT処理)を施すと、まず、最初のマルテンサイト変態が中断する。そして、この等温変態処理時には、残ったオーステナイトには最初に変態したマルテンサイト即ち軟質マルテンサイトから炭素が吐き出され、炭素が濃化する。こののち、室温まで冷却する時、オーステナイトの多くは炭素濃度の高いマルテンサイト即ち硬質マルテンサイトに変態し、かつ少量の残留オーステナイトが残る。又、等温変態温度がMf点直下では、オーステナイト量は多く、硬質マルテンサイト量と残留オーステナイト量の両相が増加する。なお、焼入れ性改善元素であるCr、Mo、Ni等を増加すると、等温変態時のオーステナイト量が増加するので、硬質マルテンサイト量と残留オーステナイト量(量)の両相がさらに増加する。

50

【0036】

このように本発明の熱処理条件によれば、急冷処理後、Mf点～Mf点-100の温度域で等温変態処理（IT処理）を施すことにより、従来のQP処理（焼入れ処理後に炭素濃化処理を施す）に比較して残留量を約2倍程度増加させることができる。又、等温変態処理（IT処理）の後に炭素濃化処理（P処理）を施すことにより、Q処理と同程度まで炭素濃度を高めることができる。この炭素濃化処理は、例えば200～400の温度で200～10000秒保持することにより行うのが一般的である。ここで、炭素濃化処理時間を200～10000秒と規定したのは、200秒未満では残留オーステナイトへの炭素濃化が十分に生じず、他方、10000秒を超えると残留オーステナイトがセメントタイトとフェライトに分解してしまうためである。

10

さらに本発明は、上記成分組成を満たす鋼素材を域（例えば950）に加熱後に、塑性加工（熱間加工）を施すことにより、残留オーステナイト量をさらに増加させることができる。なお、塑性加工としては、鍛造加工、押出加工、穿孔加工、又はロール成形による伸管加工が挙げられるが、これらの加工における条件は、特に限定されず、通常行われている方法で行えばよい。又、鋼素材としては、ピレットや熱延丸棒等が挙げられるが、これらは常法通りに目的成分を満足する鋼を溶製し、スラブとした後、熱間のまま加工するか、又は一旦室温まで冷却したものを再度加熱した後に熱間加工を行って得られたものを用いればよい。

【実施例】

【0037】

以下、実施例に基づいて本発明をより具体的に説明する。ただし、本発明は下記実施例によって制限を受けるものではなく、趣旨を逸脱しない範囲で変更・実施することは、全て本発明の技術的範囲に含まれる。

20

【実施例1】

【0038】

表1に示す成分組成からなる鋼種Aの供試鋼スラブ（表中の単位は質量%であり、残部Fe及び不可避免的不純物）を連続鑄造により製造し、該スラブを1250域まで再加熱後、熱間圧延を行い、酸洗後、機械加工して、直径32mm、長さ80mmの棒鋼から、厚さ20mm、長さ80mm、幅32mmの角棒からなる鍛造用試験片を作製し、該試験片を950で1秒以上加熱し、鍛造加工を行い、その後430まで20/sの平均冷却速度で冷却した後、表2に示す等温変態処理温度まで20/sの平均冷却速度で冷却し、その温度で等温変態処理（IT処理）を施し、室温まで冷却した。その後、表2に示す条件で炭素濃化処理（P処理：200～400に10000秒間保持）を施した。

30

このようにして得られた本発明鋼（実施例1）の各鍛造材につき、残留量（f₀）、炭素濃度（C₀）、強度・伸びバランス（TSXTEI）及びシャルピー衝撃吸収値（CIAV）を下記要領で測定し、さらに硬さも測定し、等温変態処理（IT処理）を施さないで得た従来鋼（焼入れ処理（Q処理）-炭素濃化処理（P処理））と比較して表2と、図3（残留量（f₀））、図4（C₀）、図5（TSXTEI）、図6（CIAV）及び図7（硬さ）にそれぞれ示す。

【0039】

40

・引張強度（TS）、及び、伸び（EI）の測定：

上記鍛造材より採取したJIS14B号試験片（平行部長さ20mm、幅6mm、厚さ1.2mm）を用いて引張強度（TS）、伸び（EI）を測定した。なお、試験条件は、25クロスヘッド速度1mm/minである。

・シャルピー衝撃試験：

上記鍛造材より採取したJIS5B号試験片（幅2.5mm）を用いて、シャルピー衝撃吸収値CIAVを測定した。なお、試験条件は、25、5m/sである。

・残留オーステナイトR特性：

各熱処理材の残留オーステナイト初期体積率（f₀）、残留オーステナイト初期炭素濃度（C₀）は、下記X線回折法により測定した。

50

記

残留オーステナイト初期体積率 (f 0)

5ピーク法 (2 0 0) 、 (2 2 0) 、 (3 1 1)
(2 0 0) 、 (2 1 1)

残留オーステナイト初期炭素濃度 (C 0)

(2 0 0) 、 (2 2 0) 、 (3 1 1) 回折面ピークから、 の格子定数測定
C = (a - 3 . 5 7 8 - 0 . 0 0 0 S i - 0 . 0 0 0 9 5 M n - 0 . 0 0
0 6 C r - 0 . 0 0 5 6 A l - 0 . 0 0 5 1 N b - 0 . 0 2 2 0 N) / 0 . 0 3 3
・組織の観察：

各鍛造材中の組織の体積率 (占積率) は、試験片をナイトール腐食による光学顕微鏡 (10
倍率 4 0 0 倍もしくは 1 0 0 0 倍) 、及び走査型電子顕微鏡 (S E M : 倍率 1 0 0 0 倍も
しくは 4 0 0 0 倍) 観察、 X 線回折法による残留オーステナイト量測定、 X 線によるオー
ステナイト中の C 濃度測定、透過型電子顕微鏡 (T E M : 倍率 1 0 0 0 0 倍) 、ステップ
間隔 1 0 0 n m による F E / S E M - E B S P による組織解析を実施し、組織を固定した
。このようにして得られた各鍛造材について調べた組織の体積率を表 2 に併せて示す。さら
に、熱間鍛造熱処理後の金属組織 (顕微鏡写真) を図 8 (燈色 : 軟質ラスマルテンサイ
ト相 (m) 、黄緑色 (硬質ラスマルテンサイト相 (m *) 、黒色の点 : 残留 相 (R)) に示す。

【 0 0 4 0 】

表 2 の結果より、実施例 1 の本発明鋼 (T R I P 型 2 相マルテンサイト鋼) は、従来鋼 20
と比較して残留 量を 2 倍程度増加させることができ、炭素濃度は従来鋼と同程度まで高
められ、強度・伸びバランス及びシャルピー衝撃値は共に、従来鋼より高められることが
明らかである。硬さは従来鋼と同程度であった。ちなみに調質した S C M 4 2 0 及び S N
C M 4 2 0 のシャルピー衝撃値は最大で 7 0 ~ 8 0 J / c m 2 である。

【 0 0 4 1 】

これらの結果より、以下のように考察することができる。

実施例 1 は本発明で規定する熱処理によって得られた鍛造品を製造した例である。この
鋼種の本発明鋼は、金属組織 (顕微鏡写真) を図 8 に示すように、母相組織が軟質ラスマ
ルテンサイト組織と硬質ラスマルテンサイト組織からなり、残留オーステナイトの微細化
、安定化をもたらすことがわかる。又、本発明鋼は、鋼素材を 域に加熱後、同温度で鍛 30
造加工 (塑性加工) を施すことにより残留 をさらに増加させることができ、特に冷却速
度が遅い領域でこの効果が大きいことが実験的に立証されている。さらに、本発明鋼の鍛
造部品は、強度と伸びのバランスが非常に高く、かつ、衝撃特性も優れている (図 5 、 図
6 参照) 。この本発明鋼における優れた強度と伸びのバランス及び衝撃特性は、焼入れ処
理後の等温変態処理 (I T 処理) 、さらにその後の炭素濃化処理 (P 処理) によって母相
組織が軟質ラスマルテンサイト組織と硬質ラスマルテンサイト組織からなり組織の微細化
、安定化をもたらすことによるものと考えられる。

【 0 0 4 2 】

これに対し、本発明で特定する熱処理条件、特に強度と伸びのバランスと衝撃特性を高 40
める上で重要である、急冷後の等温変態処理 (I T 処理) 、さらにその後の炭素濃化処理
(P 処理) を施さないで得られる従来鋼は、残留 量が低く、かつ、母相組織の微細化、
安定化に乏しいため、強度・伸びバランスと衝撃値が低下した。

【 0 0 4 3 】

【表 1】

鋼種記号	化学成分 (mass%)											
	C	Si	Mn	P	S	Al	Nb	Cr	Mo	Ni	N	O
A	0.20	1.49	1.50	0.004	0.0019	0.040	0.050	1.00	-	-	0.0012	0.0012
B	0.18	1.48	1.49	0.004	0.0029	0.043	0.050	1.02	0.20	-	0.0010	0.0015

【 0 0 4 4 】

【表 2】

製造条件	製造条件			組織の 体積率	残留 γ 内 炭素濃度	力学特性							評価	
	等温変態処理		炭素濃化処理			引張強さ TS (MPa)	降伏応力 YS (MPa)	全伸び TEI (%)	一様伸び UEI (%)	強度・ 伸び γ ラフス TSXTEI (GPa%)	シャルピー 衝撃 吸収値 CIAV (J/cm ²)	硬さ (HV)		
	温度 (°C)	時間 (Sec)	温度 (°C)											時間 (Sec)
鍛造 温度 (°C)														
950	200	1000	-	-	0.43	1502	1085	19.3	9.6	29	118	465	○	
950	200	1000	200	1000	0.28	1526	1120	17.0	9.2	26	110	466	○	
950	200	1000	250	1000	0.46	1448	1180	16.6	8.4	24	111	463	○	
950	200	1000	300	1000	0.77	1437	1195	13.5	5.7	19	112	456	○	
950	200	1000	350	1000	0.78	1407	1203	12.0	4.5	17	125	447	○	
950	200	1000	400	1000	0.80	1381	1135	12.3	4.8	17	122	441	○	
950	-	-	-	-	0.77	1506	1111	14.1	6.8	21	90	470	△	
950	-	-	200	1000	0.74	1502	1197	12.9	5.6	19	96	472	△	
950	-	-	250	1000	0.63	1474	1219	13.2	5.9	19	100	470	△	
950	-	-	300	1000	0.66	1420	1211	13.8	4.7	19	101	469	△	
950	-	-	350	1000	0.90	1404	1241	11.6	4.2	16	107	463	△	
950	-	-	400	1000	0.83	1344	1203	11.3	3.9	15	110	450	△	

評価：○：良好 △：やや良好

【実施例 2】

【 0 0 4 5 】

本実施例 2 は、等温変態処理温度（IT 処理温度）を変化させた場合の諸特性を調べたもので、表 1 に示す成分組成からなる鋼種 B の供試鋼スラブ（表中の単位は質量%であり、残部 Fe 及び不可避免的不純物）を連続鑄造により製造し、該スラブを 1250 域まで再加熱後、熱間圧延を行い、酸洗後、機械加工して、直径 32 mm、長さ 80 mm の棒鋼から、厚さ 20 mm、長さ 80 mm、幅 32 mm の角棒からなる鍛造用試験片を作製し、該試験片を 950 で 1 秒以上加熱し、鍛造加工を行い、その後 430 まで 20 / s の平均冷却速度で冷却した後、表 3 に示す等温変態処理温度まで 20 / s の平均冷却速度で冷却し、その温度で等温変態処理（IT 処理）を施し、室温まで冷却した（炭素濃化処理（P 処理）なし）。

10

このようにして得られた本発明鋼（実施例 2）の各鍛造材につき、実施例 1 と同様に、残留量（f₀）、炭素濃度（C₀）、強度・伸びバランス（TS×TEI）及びシャルピー衝撃吸収値（CIAV）を下記要領で測定し、さらに硬さも測定した結果を表 3、及び図 9～図 13 にそれぞれ示す。

表 3 及び図 9～図 13 に示す結果より、本発明鋼（TRIP 型 2 相マルテンサイト鋼）は、M_f 点～M_f 点 - 100 すなわち 250～150 の温度域で等温変態処理を施すことにより、残留量を増加させることができ（図 9 参照）、強度・伸びバランス及びシャルピー衝撃値は共に高められ（図 11、図 12 参照）、さらに硬さも高く保つことができる（図 13 参照）ことが明らかである。

20

【 0 0 4 6 】

【表 3】

	製造条件				組織の 体積率	残留 γ 内 炭素濃度	力学特性						評価		
	鍛造 温度 (°C)	等温変態処理		炭素濃化処理			引張強さ TS (MPa)	降伏応力 YS (MPa)	全伸び TEI (%)	一様伸び UEI (%)	強度・ 伸びバランス TSXTEI (GPa%)	シャルピー 衝撃 吸収値 CIAV (J/cm ²)		硬さ (HV)	
		温度 (°C)	時間 (Sec)	温度 (°C)											時間 (Sec)
実施例 2・鋼種 B (IT 処理)															
	950	-	-	-	-	0.42	1590	1130	12.5	3.9	20	108	482	△	
	950	100	1000	-	-	0.31	1582	1128	14.7	4.1	23	113	477	△	
	950	150	1000	-	-	0.13	1580	1114	15.8	5.2	25	127	471	○	
	950	200	1000	-	-	0.10	1572	1139	16.1	5.1	25	124	463	○	
	950	250	1000	-	-	0.19	1518	1122	17.4	5.7	26	127	460	○	
	950	300	1000	-	-	0.61	1468	1155	16.8	4.6	25	130	455	△	
	950	350	1000	-	-	0.75	1434	1150	15.7	4.3	23	135	435	△	

評価：○：良好 △：やや良好

【実施例 3】

10

20

30

40

50

【0047】

本実施例3も、前記実施例2と同様に、等温変態処理温度（IT処理温度）を変化させた場合の諸特性を調べたもので、表1に示す成分組成からなる鋼種Aの供試鋼スラブ（表中の単位は質量%であり、残部Fe及び不可避免の不純物）を連続鑄造により製造し、該スラブを1250℃域まで再加熱後、熱間圧延を行い、酸洗後、機械加工して、直径32mm、長さ80mmの棒鋼から、厚さ20mm、長さ80mm、幅32mmの角棒からなる鍛造用試験片を作製し、該試験片を950℃で1秒以上加熱し、鍛造加工を行い、その後430℃まで20℃/sの平均冷却速度で冷却した後、表4に示す等温変態処理温度まで20℃/sの平均冷却速度で冷却し、その温度で等温変態処理（IT処理）を施し、室温まで冷却した（炭素濃化処理（P処理）なし）。

10

このようにして得られた本発明鋼の各鍛造材につき、実施例1と同様に、残留量（f₀）、炭素濃度（C₀）、強度・伸びバランス（TS×TEI）及びシャルピー衝撃吸収値（CIAV）を下記要領で測定し、さらに硬さも測定した結果を表4、及び図9～図13にそれぞれ示す。

表4及び図9～図13に示す結果より、本実施例3においても、本発明鋼（TRIP型2相マルテンサイト鋼）は、M_f点～M_f点-100℃すなわち250℃～150℃の温度域で等温変態処理を施すことにより、残留量を増加させることができ（図9参照）、強度・伸びバランス及びシャルピー衝撃値は共に高められ（図11、図12参照）、さらに硬さも高く保つことができる（図13参照）ことが明らかである。

20

【0048】

【表 4】

製造条件	製造条件		組織の 体積率	残留γ内 炭素濃度	力学特性						評価		
	鍛造 温度 (°C)	等温変態処理			引張強さ TS (MPa)	降伏応力 YS (MPa)	全伸び TEI (%)	一様伸び UEI (%)	強度・ 伸びバランス TSXTEI (GPa%)	シャルピー 衝撃 吸収値 CIAV (J/cm ²)		硬さ (HV)	
		温度 (°C)											時間 (Sec)
950	-	-	-	0.77	1506	1111	14.1	6.8	21	90	470	△	
950	100	1000	-	0.66	1510	1112	14.7	6.7	22	96	469	△	
950	150	1000	-	0.50	1504	1091	18.0	8.8	27	112	464	○	
950	200	1000	-	0.43	1502	1085	19.3	9.6	29	118	465	○	
950	250	1000	-	0.42	1486	1125	18.8	9.4	28	108	453	○	
950	300	1000	-	0.73	1430	1147	17.0	9.1	24	112	442	△	
950	350	1000	-	0.85	1405	1133	14.2	6.8	20	120	413	△	

評価：○：良好 △：やや良好

実施例 3・鋼種 A (IT 処理)

【実施例 4】

10

20

30

40

50

【 0 0 4 9 】

本発明鋼製のスラブを1250の温度に再加熱後、熱間圧延を行い、酸洗後、該鋼材を950で熱間圧延後430まで50/sの平均冷却速度で冷却し、続いて200の温度まで20/sの平均冷却速度で冷却し、その温度に1000秒間保持して等温変態処理（IT処理）を施し、室温まで冷却した。その後、300において1000秒間保持して炭素濃化処理（P処理）を施し、常温まで冷却した後、トリミング、表面処理（ホーニング機で酸化スケール除去）、切削加工及び端面加工等を施してエンジン用コネクティングロッドを得た。

【 実施例 5 】

【 0 0 5 0 】

本発明鋼製の鋼素材を所望長さに切断後、温間で粗型鍛造し、これを1200の温度に加熱後、該温度に1秒以上保持してから、本体部の外径が32mmで、18mmのボス部を多数有する形状に熱間鍛造し、その後200まで20/sの平均冷却速度で冷却し、その温度に1000秒間保持して炭素濃化処理（P処理）を施した。その後、常温まで冷却してガンドリル加工法により内径9mmの管孔を管軸方向に穿孔し、ボス部外周にM16の外ねじの加工、ボス部頂部にシート面の形成、ボス部中央に3mmの分岐孔の穿孔等の機械加工を施してコモンレールを得た。

【 0 0 5 1 】

上記実施例4のエンジン用コネクティングロッド、実施例5のコモンレールは、いずれも超高強度でありながら優れた強度・伸びバランス及びシャルピー衝撃値を得ることができ、部品の小型・軽量化がはかられることが確認された。

【 産業上の利用可能性 】

【 0 0 5 2 】

本発明は、強度・伸びバランス及びシャルピー衝撃値の向上のために熱処理条件として域に加熱後、等温変態処理（IT処理）を施すことにより、母相組織が軟質ラスマルテンサイト組織と硬質ラスマルテンサイト組織からなる微細構造の金属組織が得られ、又、等温変態処理（IT処理）後に炭素濃化処理（P処理）を施すことにより、焼入れ処理（Q処理）-炭素濃化処理（P処理）と同程度まで炭素濃度を高めることができ、さらに域に加熱後、該温度域で塑性加工（熱間加工）を施すことにより残留オーステナイト量を増加させることができ、優れた強度・伸びバランス及びシャルピー衝撃値を有するTRIP型2相マルテンサイト鋼が得られることにより、加熱温度や、加工率（鍛造加工率や圧延加工率等）等によらず、高温鍛造時や低温鍛造時の問題がなく、強度・伸びバランス及びシャルピー衝撃値に優れた超高強度鋼製加工品、超高強度鍛造品を提供できる。

【 符号の説明 】

【 0 0 5 3 】

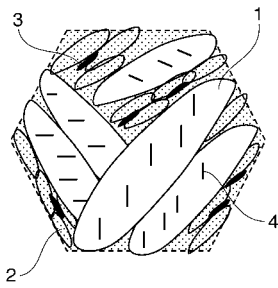
- 1 軟質マルテンサイト
- 2 硬質マルテンサイト
- 3 残留オーステナイト
- 4 セメントライト

10

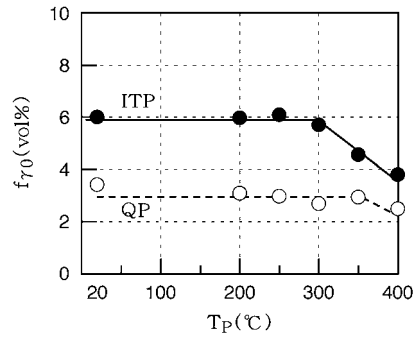
20

30

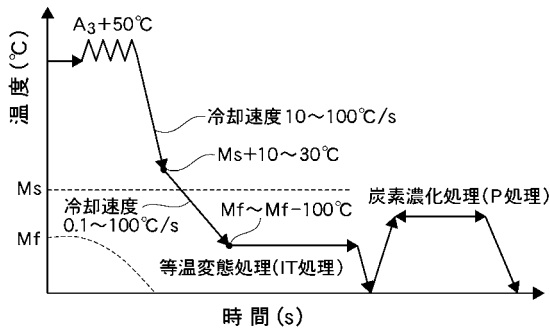
【 図 1 】



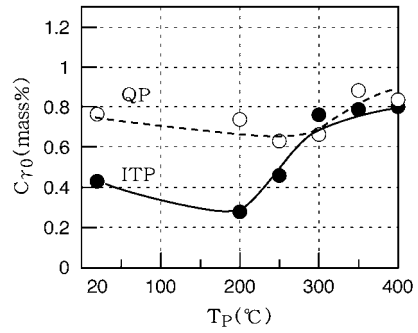
【 図 3 】



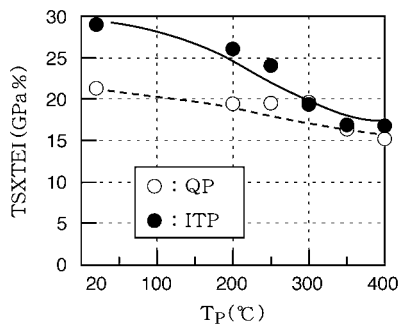
【 図 2 】



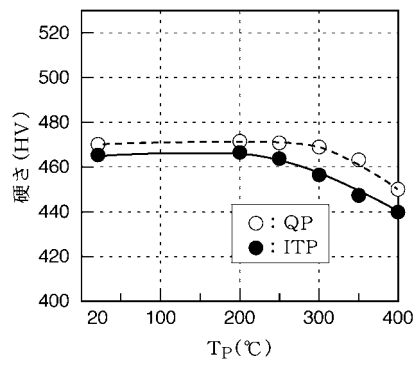
【 図 4 】



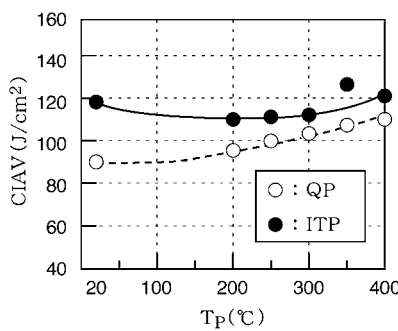
【 図 5 】



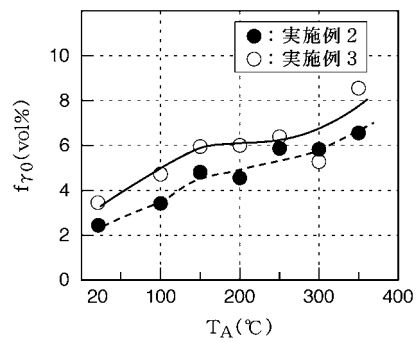
【 図 7 】



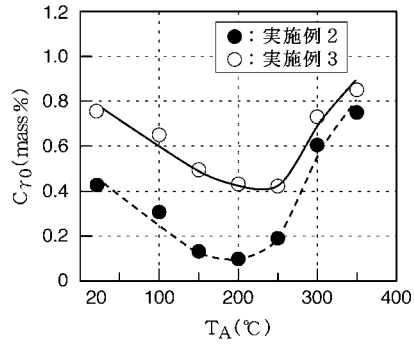
【 図 6 】



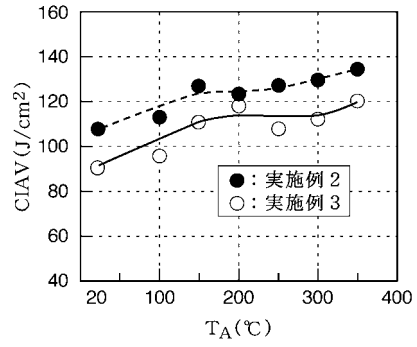
【 図 9 】



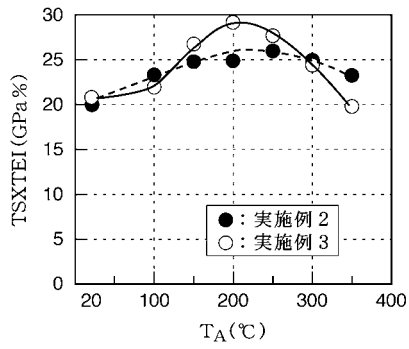
【 図 1 0 】



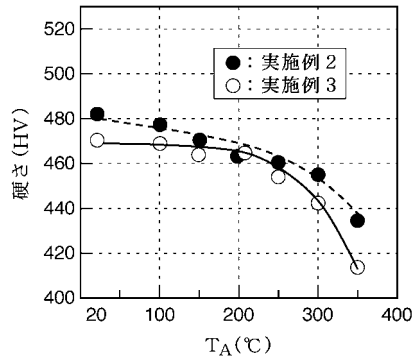
【 図 1 2 】



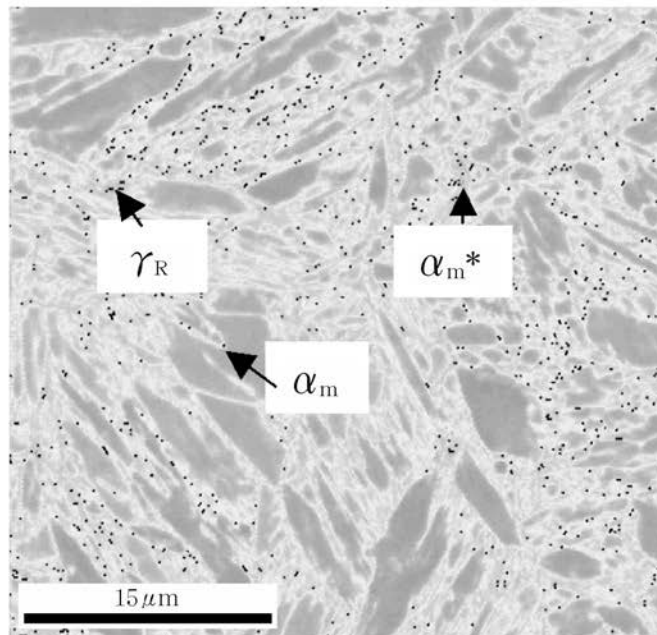
【 図 1 1 】



【 図 1 3 】



【 図 8 】



フロントページの続き

(72)発明者 小林 純也
長野県長野市若里四丁目17番1号 国立大学法人信州大学工学部内

(72)発明者 吉川 伸麻
長野県長野市若里四丁目17番1号 国立大学法人信州大学工学部内

(72)発明者 中島 裕司
長野県長野市若里四丁目17番1号 国立大学法人信州大学工学部内

(72)発明者 高橋 輝久
静岡県駿東郡清水町長沢131番地の2 臼井国際産業株式会社内

(72)発明者 荒井 五朗
長野県茅野市ちの650番地 野村ユニソン株式会社内

Fターム(参考) 4K032 AA01 AA02 AA05 AA06 AA11 AA12 AA16 AA17 AA19 AA22
AA23 AA24 AA31 AA32 AA35 BA02 CA03 CD03 CF03