(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2012-102346
(P2012-102346A)
(43)公開日　平成24年5月31日(2012.5.31)

(51)Int.Cl.		F I			テーマコード（参考）
C22C 38/00	(2006.01)	C22C	38/00	301A	4K032
C22C 38/06	(2006.01)	C22C	38/06		
C21D 8/00	(2006.01)	C21D	8/00	A	

審査請求 未請求　請求項の数 4　OL　（全 26 頁）

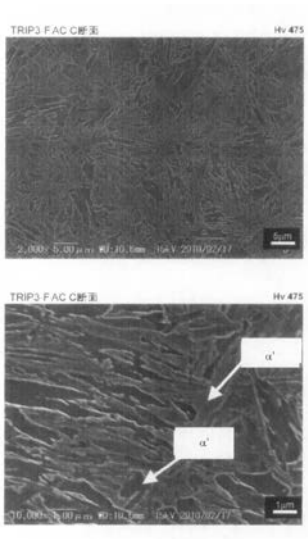
(21)出願番号　特願2010-249102 (P2010-249102)
(22)出願日　平成22年11月5日 (2010.11.5)

(71)出願人　301023238
独立行政法人物質・材料研究機構
茨城県つくば市千現一丁目２番地１
(71)出願人　599016431
学校法人　芝浦工業大学
東京都江東区豊洲３丁目７番５号
(74)代理人　100093230
弁理士　西澤　利夫
(72)発明者　花村　年裕
茨城県つくば市千現一丁目２番地１　独立行政法人物質・材料研究機構内
(72)発明者　鳥塚　史郎
茨城県つくば市千現一丁目２番地１　独立行政法人物質・材料研究機構内

最終頁に続く

(54)【発明の名称】強度・延性・靭性に優れた非調質鋼材

(57)【要約】　（修正有）
【課題】高価な合金元素を添加しない低炭素鋼の化学成分組成を有する鋼を使用して、製造設備に過大な負荷をかけることなく、省工程で高強度且つ高延性で、衝撃エネルギー吸収能に優れた厚鋼板、形鋼、異形棒鋼、棒鋼及び鋼線等の非調質鋼材を提供する。
【解決手段】Ｃ：０．０５～０．２０%、Ｓｉ：１．０～２．２%、Ｍｎ：３．０～５．５%、Ａｌ：０．０００５～０．０８%で、残部がＦｅ及び不可避不純物であって、主相がラスマルテンサイトであって、一部、体積分率５%以下の残留オーステナイトを含むこととする。引張強さは１３００ＭＰａ以上、全伸びは１８．０%以上でしかも衝撃吸収エネルギーが２ｍｍＶノッチシャルピー衝撃試験片で１００Ｊ／ｃｍ^{2}以上とする。そのために、１０００～１３００℃で加熱し、次いで塑性相当ひずみとして０．３４以上の熱間加工を施す。
【選択図】図４



【特許請求の範囲】
【請求項１】
化学成分組成が質量％で、Ｃ：０．０５～０．２０％、Ｓｉ：１．０～２．２％、Ｍｎ：３．０～５．５％、Ａｌ：０．０００５～０．０８％で、残部がＦｅ及び不可避不純物である非調質鋼材であって、組織の主相がラスマルテンサイトであって、一部に体積分率５％以下の残留オーステナイトを含むことを特徴とする強度・延性・靭性に優れた高強度非調質鋼材。
【請求項２】
主相のラスマルテンサイトが、短径（幅）の平均値が１．０μｍ以下、長径（長さ）の平均値が７．０μｍ以下の微細相からなることを特徴とする請求項１に記載の強度・延性・靭性に優れた高強度非調質鋼材。
【請求項３】
引張強さが１３００ＭＰａ以上、全伸びが１８．０％以上、２ｍｍＶノッチシャルピー衝撃試験による衝撃吸収エネルギーの上部棚エネルギーが１００Ｊ／ｃｍ^{2}以上であることを特徴とする請求項１又は２に記載の強度・延性・靭性に優れた非調質鋼材。
【請求項４】
１０００～１３００℃の範囲内で加熱保持した後、これに塑性相当ひずみｅが０．３４以上の熱間加工を施すことにより製造されることを特徴とする請求項１から３のいずれかに記載の強度・延性・靭性に優れた非調質鋼材。
【発明の詳細な説明】
【技術分野】
【０００１】
本発明は、建造物や橋梁等の構造物、自動車の足回り鋼材、機械用歯車等部品に使用される鋼材であって、特に高強度且つ高延性で、衝撃エネルギー吸収能に優れた厚鋼板や棒鋼・鋼線等の非調質鋼材に関するものである。
【背景技術】
【０００２】
近年、構造物の大型化や自動車部品の軽量化に伴って、これまで以上に強靭で高性能な鋼材が求められている。これに加えて当該鋼材を製造するに当たり、省資源且つ省エネルギーであることも重要な課題である。そして、当該鋼材を製造するに当たっては設備を増設ないし新設することなく、しかも従来の製造工程よりも省工程で目的とする鋼材を製造できることが一層望ましい。
【０００３】
従来、主に自動車の車体向けとして高強度で高延性を有し、衝撃エネルギー吸収能にも優れた薄鋼板が多数開発されている。例えば、特許文献１には、高強度と高延性を両立させ、プレス成形性と衝撃エネルギー吸収能に優れた自動車用の冷延鋼板に関する技術が開示されている。これは高価な合金元素の添加量を抑制してフェライト結晶粒の微細化により強度を上昇させ、しかもプレス成形性に重要となる強度と延性とのバランスに優れた薄鋼板である。そしてその製造工程では熱間圧延の後、冷間圧延を行ない、適切な焼鈍を行なうというものである。しかしながら、この技術によれば、ＭｏやＮｉ等の高価な合金元素が少量ではあるが添加必須元素であり、薄鋼板に圧延後、焼鈍処理を必要としている。
【０００４】
また、非特許文献１には、高価な合金元素を添加せずにＭｎとＳｉ含有量を高めた０．１％Ｃ－５％Ｍｎ－２％Ｓｉという低炭素鋼に準じる化学成分組成鋼を用い、当該焼鈍後の低温再加熱処理において高含有量のＭｎにより残留オーステナイトの分率を高めると同時に、高含有量のＳｉによりフェライト中からオーステナイトへ排出されたＣにより残留オーステナイトを安定化させることによる加工硬化指数を高めた鋼板（Ｎｅｗ　ＴＲＩＰ鋼と称される）が開示されている。しかし、このプロセスは薄鋼板に圧延後に複雑なプロセスである焼鈍処理及び低温再加熱処理を必要としており、省エネルギーの観点からの問題が解決されていない。そして、薄鋼板を製造対象鋼材としているので、熱間圧延に加え

て冷間圧延工程も必須としている。

【０００５】

一方、製造対象鋼材として薄鋼板を除く構造物等に使用される高強度、高強靭鋼材についても多数開発されている。例えば、特許文献２には、高強度、高延性で、耐遅れ破壊特性に優れ、しかも靭性が飛躍的に向上した高強度鋼材に関する技術が開示されている。この技術によれば、引張強さが１６６０～１８００ＭＰａ、伸び（全伸び）が１８．５～１９．２％であって、室温におけるＶノッチシャルピー試験の衝撃吸収エネルギーで３０５～３８２Ｊ／ｃｍ^{2}を有する鋼材が例示されている（特許文献２の表６の実施例１及び実施例１７参照）。しかし、この技術においても、化学成分組成として高価格のＭｏを１．０％程度含有させ、製造工程として、所定の温度及び時間の条件下において焼鈍、焼戻し及び時効処理のいずれかを施した後、３５０℃以上（A_{C1}－２０℃）以下の温度で加工をする（温間加工をする）。

【０００６】

以上のように、これまでに開示されている技術では省資源、省エネルギーの問題が解決されておらず、また、通常の製造ラインにおいては温間加工を実施するために加工装置に大きな負担を強いることになり、工業的に幅広く利用するには問題がある。

【先行技術文献】

【特許文献】

【０００７】

【特許文献１】特開２００７－３２１２０７

【特許文献２】再公表特許　ＷＯ２００７／０５８３６４

【非特許文献】

【０００８】

【非特許文献１】H.Takechi,JOM.December 2008,p.22

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【０００９】

本発明は、以上の点に鑑みて、従来技術では解決することができない上記各種の問題点、即ち、建造物や橋梁等の構造物、自動車の足回り鋼材、機械用歯車等部品に使用される鋼材として、高強度且つ高延性で、衝撃エネルギー吸収能に優れた厚鋼板、形鋼、異形棒鋼、棒鋼及び鋼線等の鋼材を製造するに当たって、高価な合金元素を添加しないで、低炭素鋼の化学成分組成を有する鋼を使用して、製造設備に過大な負荷をかけることなく現有の製造ラインにおいて、多資源・高エネルギーで且つ多工程のために安価かつ所望の鋼材を製造することができない、という問題を、マルテンサイト組織を主体とした冷却速度によらず安定な組織が得られる鋼材を提供することで解決しようとするものである。

【００１０】

そして製造対象とする鋼材の特性値に関しては、引張強度が１３００ＭＰａ以上とし、一般的には引張強度の上昇につれて延性が低下するのに対して、本発明では全伸びが１８％以上確保され、しかもＶノッチシャルピー衝撃試験における上部棚エネルギーが１００Ｊ／ｃｍ^{2}以上確保される高強度非調質鋼材を提供することにある。

【課題を解決するための手段】

【００１１】

本発明者等は上記の課題を解決するために、鋼材の結晶組織形態の新規組合せの相及びその構成比率と材料特性値との関係を鋭意研究した結果、本発明を完成するに至った。即ち、本発明は以下の特徴を有する。

第１に、化学成分組成が質量％で、Ｃ：０．０５～０．２０％、Ｓｉ：１．０～２．２％、Ｍｎ：３．０～５．５％、Ａｌ：０．０００５～０．０８％で、残部がＦｅ及び不可避不純物である非調質鋼材であって、組織の主相がラスマルテンサイトであって、一部に体積分率５％以下の残留オーステナイトを含むことを特徴とする強度・延性・靭性に優れた高強度非調質鋼材である。

【００１２】
第２に、上記第１の発明の強度・延性・靭性に優れた高強度非調質鋼材において、主相のラスマルテンサイトが、短径（幅）の平均値が１．０μｍ以下、長径（長さ）の平均値が７．０μｍ以下の微細相からなる。
【００１３】
第３に、上記第１又は第２の発明の強度・延性・靭性に優れた高強度非調質鋼材において、引張強さが１３００ＭＰａ以上、全伸びが１８．０％以上、２ｍｍＶノッチシャルピー衝撃試験による衝撃吸収エネルギーの上部棚エネルギーが１００Ｊ／ｃｍ^{2}以上である。
【００１４】
第４に、上記第１から第３の発明の強度・延性・靭性に優れた高強度非調質鋼材において、１０００～１３００℃の範囲内で加熱保持した後、これに塑性相当ひずみｅが０．３４以上の熱間加工を施すことにより製造される。
【発明の効果】
【００１５】
本発明によれば、例えば、１３００℃程度に加熱した材料に従来の汎用的な製造設備で、汎用的な塑性加工スケジュール（例えば、熱間圧延スケジュール）で所望の形状・寸法に仕上げ、その間焼入れ・焼戻しや焼鈍といった熱処理工程をしない非調質のままで、上記第３の発明に記載の鋼材特性値である引張強さが１３００ＭＰａ以上、全伸びが１８．０％以上でしかも衝撃吸収エネルギーが２ｍｍＶノッチシャルピー衝撃試験片で１００Ｊ／ｃｍ^{2}以上を備えた鋼材を得ることができる。その際、鋼の成分組成としては高価な合金元素は一切不要である。従って、省資源、省エネルギー、低コストで上記鋼材を得ることができる。
【図面の簡単な説明】
【００１６】
【図１】ＣＣＴ曲線。冷却速度によらず、本発明材の１２００℃からの冷却によるＭｓ点（マルテンサイト変態開始点）が～３４０℃であることを示す。
【図２】ＥＢＳＤ像。薄い灰色および濃い灰色の領域がマルテンサイト（α’）相、黒色の領域がオーステナイト（γ）相を示す。本発明材の組織は体積分率で９５％以上がα’相であり、５％以下がγ相であることを示す。
【図３】実施例２の熱間鍛造開始後の温度変化を示すグラフである。１２００℃に１時間加熱した鋼材を炉から出して鍛造を開始し、６８８℃で鍛造を終了後、空冷、その温度変化測定結果を示す。
【図４】実施例１の顕微鏡組織試験によるＳＥＭ写真である。
【図５】実施例２の顕微鏡組織試験によるＳＥＭ写真である。
【図６】実施例３の顕微鏡組織試験によるＳＥＭ写真である。
【図７】比較例１の顕微鏡組織試験によるＳＥＭ写真である。
【図８】比較例２の顕微鏡組織試験によるＳＥＭ写真である。
【図９】実施例１の引張試験による応力－ひずみ曲線である。
【図１０】実施例２の引張試験による応力－ひずみ曲線である。
【図１１】実施例３の引張試験による応力－ひずみ曲線である。
【図１２】比較例１の引張試験による応力－ひずみ曲線である。
【図１３】比較例２の引張試験による応力－ひずみ曲線である。
【図１４】冷却速度を変えて生成したラスマルテンサイトにおけるＥＢＳＤ粒界マップ。
【図１５】図１４から計算で得られた各傾角の粒界面積当たり長さの冷却速度に対する変化。
【発明を実施するための形態】
【００１７】
以下、本発明に係る鋼材の化学成分、顕微鏡組織及び機械的性質の特徴、並びに当該鋼材の製造方法の特徴について詳細に説明する。

＜化学成分組成＞
本発明の高強度非調質鋼材における各化学成分組成の範囲は以下の通りである（以下、成分の％はすべて質量％を示す）。
【００１８】
Ｃ：０．０５～０．２０％とする。Ｃは引張強度を確保するために必要であるが、０．０５％未満では本発明に係る鋼材の引張強度を十分に満たさないおそれがあるため、０．０５％以上に規定する。一方、０．２０％を超えると、鋼材の延性の低下傾向及び溶接性の低下傾向を示すので、上限を０．２０％に規定する。
【００１９】
Ｓｉ：１．０～２．２％とする。Ｓｉは本発明における製造工程中の熱間塑性加工後の冷却中に、フェライト中の固溶Ｃを排出してオーステナイト中に濃化させてオーステナイトを安定化させる。Ｓｉのこの作用を十分に発揮させるために１．０％以上が望ましい。一方、Ｓｉ含有量が過度に高くなると鋼材の加工性が低下傾向を示すので、上限を２．２％とする。
【００２０】
Ｍｎ：３．０～５．５％とする。Ｍｎは冷却速度によらずに試料の１００％マルテンサイト化させるために３％以上とする必要があり、特に第４の発明における製造工程中の熱間塑性加工後の冷却中にマルテンサイト生成作用が発揮される。５．５％を超えると凝固時にＭｎの偏析が助長するため、製造プロセスが困難となる可能性がある。
【００２１】
Ａｌ：０．０００５～０．０８％とする。Ａｌは脱酸のために添加するが、０．０００５％未満ではその効果が不十分となる可能性がある。一方、０．０８％を超えるとＡｌＮの生成により脆化の問題が起こる可能性がある。
【００２２】
Ｃ、Ｓｉ、Ｍｎ及びＡｌを除く残部のＦｅ及び不可避不純物に関しては、以下の通りである。工業的に通常行なわれている、例えば、転炉又は電気炉での通常の製鋼精錬工程で残留する溶鋼中の不可避的成分であるＰ及びＳの含有量は、例えば、ＪＩＳ　Ｇ３１０６溶接構造用圧延鋼材で規定している範囲内、即ち、Ｐは０．０３５％以下、Ｓは０．０３５％以下であれば望ましい。Ｐは過度に高含有量であると遅れ破壊特性を劣化させる傾向があり、Ｓは過度に高含有量であるとＭｎＳ介在物が応力集中サイトとなり延性を劣化させる傾向があるので、それぞれ上記含有量以下であれば望ましい。製鋼過程でスクラップ及び雰囲気ガスから混入するその他の混入不可避元素についても、上記に準じた程度の範囲内であればよい。
＜顕微鏡組織＞
本発明においては、鋼材の顕微鏡組織が、主相がラスマルテンサイトであって、一部、体積分率５％以下の残留オーステナイトを含むことが最大の特徴である。即ち、第２相にはフェライト、ポリゴナルフェライト、準ポリゴナルフェライト、ベイナイト、ベイニティックフェライト、焼戻しマルテンサイト、パーライト及びセメンタイトの内、いずれをも実質的に含んでいない組織である。ここで、実質的に含んでいないとは、倍率１０，０００倍のＳＥＭ及びＴＥＭによる観察でもその存在が確認されないことを意味する。また、上記結晶組織の他には、Ｎｂ、Ｔｉ、Ｖ及びＭｏ等合金元素添加により生成する微細な炭化物系あるいは窒化物系の硬質析出物、並びに球状化セメンタイトも一切認められない組織であることが特徴である。そして、主相がラスマルテンサイトであって、一部、体積分率５％以下の残留オーステナイトを含むことに特徴がある。
【００２３】
これまでに、高強度、高延性で衝撃吸収エネルギー能に優れた鋼材の開示は多数あるが、上述した顕微鏡組織を有する鋼材は知見されていない。そして上記組織であって、更に、上記ラスマルテンサイトの短径（幅）の平均値が１．０μｍ以下で、長径（長さ）の平均値が７．０μｍ以下という微細であれば、強度－延性バランスに優れた鋼材を得る観点から一層望ましい。

＜製造方法＞
次に、本発明の鋼材を得るための好ましい製造方法を説明する。
（熱間加工に至るまでの製造方法）
素材は通常方法で形さえ整えられれば良い。
（熱間加工条件）
上記で得られた素材の熱間加工方式としては、工業的に行なわれている厚鋼板製造ラインにおける平ロール圧延、極厚鋼板製造ラインにおける鍛造、棒鋼又は鋼線材製造ラインにおける溝ロール圧延、及び条鋼又は形鋼製造ラインにおける形ロール圧延の内のいずれであってもよい。これらいずれかの加工方式により、素材に対して所要の塑性相当ひずみを与える。

【００２４】
上記の加工方式により、素材に導入される圧縮ひずみとせん断ひずみの入り方は異なる。そこで、全応力成分や全ひずみ成分の量や分布に関して理論的に塑性ひずみを算出する方法として、有限要素法（ｆｉｎｉｔｅ　ｅｌｅｍｅｎｔ　ｍｅｔｈｏｄｅ：ＦＥＭ）がある。塑性ひずみの計算については、参考文献（春海佳三郎、他「有限要素法入門」（共立出版（株）：１９９０年３月１５日）に詳述されている。しかしここでは、工業的に簡便に用いることができる塑性相当ひずみを用いてもよい。有限要素法計算で得られる塑性ひずみを用いれば一層望ましいが、ここでは工業的に簡便な、下記式（１）で定義される塑性相当ひずみ（ｅ）を塑性ひずみの指標とする。

【００２５】
ｅ＝－ｌｎ（１－Ｒ／１００）・・・・・・（１）
但し、Ｒは減面率（％）であり、素材のＣ方向断面積をS_0とし、熱間加工後のＣ方向断面積をＳとすると、下記式（２）で表される。

【００２６】
$R=\{(S_0-S)/S_0\}\times 100$・・・・・・（２）
そして、熱間加工工程で素材に導入すべき所要の塑性相当ひずみ（ｅ）は、後述する実施例１の実験での１２００℃で５分間の再加熱後の断面４５ｍｍ角から３８ｍｍ角への鍛造加工による塑性相当ひずみ（ｅ）の量に基づき、ｅ≧０．３４と規定する。これにより、前記＜顕微鏡組織＞の項で述べた通りの、主相がラスマルテンサイトであって、一部、体積分率５％以下の残留オーステナイトを含む顕微鏡組織を有する鋼材を得ることができる。

【００２７】
次に、加工温度及びパススケジュールについて述べる。加工温度はオーステナイト温度領域の中でも、現実の操業性に有利な約１０００～１３００℃、好ましくは１０００～１２００℃の温度範囲内において約２０～６０分間加熱保持してから熱間加工を開始する。熱間加工方式としては、工業的に行なわれている厚鋼板製造ラインにおける平ロール圧延、極厚鋼板製造ラインにおける鍛造、棒鋼又は鋼線材製造ラインにおける溝ロール圧延、及び条鋼又は形鋼製造ラインにおける形ロール圧延の内のいずれであってもよい。

【００２８】
仕上げ温度は、後述する図３の実施例２における鍛造終了温度（６８８℃）以上であれば良い。この温度以上とした理由は、本発明鋼材の組織形態の特徴（主相がラスマルテンサイトであって、一部、体積分率５％以下の残留オーステナイトを含む）を確保するためである。但し、マルテンサイト変態開始温度が約３５０℃のため、学術的には３５０℃以上であればよいが、実際の工業生産においては、本発明の課題の１つでもある生産設備に過剰な負荷をかけないという点から、６８８℃以上であれば良い。

【００２９】
更に、仕上げ後の冷却速度は、以下の予備実験を行って、空冷、ガス冷却あるいは水冷のいずれであってもよいことを見出した。
＜予備実験＞
本発明者等は、０．１０％Ｃ－２．０％Ｓｉ－５．０％Ｍｎなる低炭素鋼で断面３８ｍ

ｍ角×４００ｍｍ長さの試験材を用い、１２００℃で１時間加熱保持した後、圧延開始温度と圧延後の冷却方法を変えた以下の６種の方法で溝ロール圧延をして、いずれも断面１４．３ｍｍ角に仕上げた。表１に溝ロール圧延のパススケジュールを示す。

（１）１２００℃で１時間加熱保持した後、溝ロール圧延を開始して断面１４．３ｍｍ角に仕上げた。仕上げ温度は７１５℃であった。その後、水冷した場合と空冷した場合の２種の試験材を調製した。

（２）１２００℃で１時間加熱保持した後、９００℃まで空冷した後、溝ロール圧延を開始して断面１４．３ｍｍ角に仕上げた。仕上げ温度は６８５℃であった。その後、水冷した場合と空冷した場合の２種の試験材を調製した。

（３）１２００℃で１時間加熱保持した後、６００℃まで空冷した後、溝ロール圧延を開始して断面１４．３ｍｍ角に仕上げた。仕上げ温度は６１０℃であった。その後、水冷した場合と空冷した場合の２種の試験材を調製した。

【００３０】

以上６種の試験材について、ビッカース硬さ（試験荷重：１０ｋｇ）を各５点ずつ測定した。その結果を表２に示す。

【００３１】

【表１】

材料寸法 (mm)	圧延パス Ｎｏ.	溝ロールの溝サイズ (mm)	累積減面率 (%)
スタート：３８．６角	－	－	－
	1	３５．０角	１８
	2	３１．７角	３３
	3	２８．７角	４５
	4	２５．９角	５５
	5	２３．５角	６３
	6	２１．３角	７０
	7	１９．３角	７５
	8	１７．５角	７９
	9	１５．８角	８３
	１０	短径：１４．３オーバル	８６
	１１	１４．３角	８６
仕上がり：１４．３角	－	－	－

【００３２】

【表２】

試験材		ビッカース硬さ（１０Ｋｇ）	
		５点の硬さ範囲	５点の平均値
（１）１２００℃×１時間保持した後、		－	
	１２００℃で溝ロール圧延開始 → 圧延終了後→水冷	４５７～４８８	４７１
	１２００℃で溝ロール圧延開始 → 圧延終了後→空冷	４５７～４７３	４６５
（２）１２００℃×１時間保持した後、９００℃まで冷却した後に、		－	
	９００℃で溝ロール圧延開始 → 圧延終了後→水冷	４８０～４９０	４８８
	９００℃で溝ロール圧延開始 → 圧延終了後→空冷	４６８～４８８	４７８
（３）１２００℃×１時間保持した後、６００℃まで空冷却した後に、		－	
	６００℃で溝ロール圧延開始 → 圧延終了後→水冷	４９０～５１４	５００
	６００℃で溝ロール圧延開始 → 圧延終了後→空冷	４８３～５１４	４９７

【００３３】

表２に示すように、６種の試料のすべてにおいて、ビッカース硬さはほぼ同一レベルのH_V（１０ｋｇ荷重試験）＝４６５～５００の範囲内にあることが確認された。

【００３４】

以上により、硬さが強度と比例する関係から、熱間圧延における圧延温度、及び圧延終了後の冷却速度によらず、ほぼ一定の強度特性の材料が得られることがわかった。これにより、素材の熱間加工温度に変動があっても一定の材質特性が保証できることがわかる。加工温度領域が大きく異なっていても、鋼材の特性に差が生じない理由は、前述した通り

、マルテンサイト変態開始温度が約３５０℃と低いため、これよりも高温領域であれば加工温度の影響は生じなかったとものと考えられる。

＜本発明の鋼材の特性＞

上記のようにして得られた熱間加工鋼材、即ち本発明に係る鋼材は、その用途により適宜、表面のスケール除去等の表面処理は施すものの、鋼材の機械的性質を向上させるための調質処理は一切しないものとする。非調質のままで、本発明が目標としている機械的性質を全て満たしているからである。即ち、引張強さが１３００ＭＰａ以上、全伸びが１８．０％以上でしかも衝撃吸収エネルギーが２ｍｍＶノッチシャルピー衝撃試験片で上部棚エネルギーが１００Ｊ／ｃｍ^{2}以上を有する。これは、本発明の鋼材が、主相がラスマルテンサイトであって、一部、体積分率５％以下の残留オーステナイトを含みその短径及び長径が比較的微細な結晶粒径を有するからである。

【実施例】

【００３５】

以下、実施例により本発明を更に具体的に説明する。なお、本発明は、下記実施例によって制限されず、前記及び後記の趣旨に適合し得る範囲で適切な改変を行って実施することも可能であり、これらはいずれも本発明の技術的範囲内に含まれる。

＜実施例１＞

本発明の実施例１の鋼材を下記の熱間鍛造加工により得た。

【００３６】

先ず、溶解用主原料として電解鉄、電解Ｍｎ及び金属Ｓｉを使用し、高周波真空誘導溶解炉を用いて、表３に示す化学成分組成の溶鋼（単位：質量％）を溶製し、縦９５ｍｍ×横９５ｍｍ×高さ４５０ｍｍの鋼塊を鋳造した。これを鋼塊番号１とする。この鋼塊の上部側半分を切り出して素材とした。

【００３７】

【表３】

	化学成分組成（単位：質量%）								
	C	Si	Mn	P	S	T. Al	O	N	Fe及び不可避不純物
実施例1 比較例1	0.097	1.94	5.01	0.001未満	0.001	0.001	0.0022	0.0005	残部

【００３８】

上記素材を加熱昇温し、１２００℃で１時間加熱保持した後、縦９５ｍｍ×横９５ｍｍの角形状断面の素材に、縦と横とを交互に1回ずつのプレス鍛造を表４に示す圧下のスケジュールで行い、縦４５ｍｍ×横４５ｍｍの角形状断面（以後、４５ｍｍ角という）まで鍛造した。この時点の温度は約８００℃であり、ここから再加熱昇温して１２００℃で５分間加熱保持した後、更に鍛造を施して３８ｍｍ角とし、そして最後に材料全体の形状を直線状に矯正するために極軽鍛造を施して、断面が３８ｍｍ角の棒状鋼材に仕上げた。鍛造仕上温度は１０００℃と推定され、鍛造終了後直ちに空冷し、室温まで冷却した。

【００３９】

上記鍛造スケジュール並びに塑性相当ひずみ（ｅ）及び減面率（Ｒ）を、表４に示す。

【００４０】

【表４】

	材料の断面寸法 (mm)	鍛造及び加熱ｽｹｼﾞｭｰﾙ	
スタート材	９５×９５		
		1200℃×１時間加熱	
	↓	鍛造	
	８５×８５		
	↓	鍛造	
	８０×８０		
	↓	鍛造	
	７０×７０		
	↓	鍛造	
	６０×６０		
	↓	鍛造	
	５０×５０		
	↓	鍛造	
	４５×４５		
		1200℃×５分間再加熱	累積塑性相当ひずみ
	↓	鍛造	
	４０×４０		
	↓	鍛造	
	３８×３８		
		全体の形状矯正のための極軽鍛造	
	↓		
仕上がり鋼材	３８×３８		０．４３

【００４１】
ここで、塑性相当ひずみ（ｅ）及び減面率（Ｒ）は、前記＜製造方法＞（熱間加工条件）の項で述べたものと同じであり、それぞれ下記式（１）及び（２）で算出した。
【００４２】
ｅ＝－ｌｎ（１－Ｒ／１００）　・・・・・・・（１）
Ｒ＝（Ｓ$_0$－Ｓ）／Ｓ$_0$　×１００　・・・・・・・（２）
上記のようにして本実施例１の鋼材を得た。
【００４３】
なお、後述する比較例１の試験では、本実施例１で得られた鋼材から確性試験用として必要な試験片を採取した後の残鋼材を用いて、これに更に、後述するように焼鈍処理を施すことによって、比較例１の鋼材を得た。
＜実施例２＞
本発明の実施例２の鋼材を下記の熱間鍛造加工により得た。
【００４４】
実施例１に準じて溶解用主原料として電解鉄、電解Ｍｎ及び金属Ｓｉを使用し、高周波真空誘導溶解炉を用いて、表５に示す化学成分組成の溶鋼（単位：質量％）を溶製し、縦９５ｍｍ×横９５ｍｍ×高さ４５０ｍｍの鋼塊を鋳造した。これを鋼塊番号２とする。この鋼塊の上部側半分を切り出して素材とした。
【００４５】

【表５】

	化学成分組成（単位：質量%）								
	C	Si	Mn	P	S	T. Al	O	N	Ｆｅ及び不可避不純物
実施例２ 実施例３	0.099	2.01	5.01	0.001未満	0.001	0.001	0.0020	0.0006	残部

【００４６】

上記素材を加熱昇温し、１２００℃で１時間加熱保持した後、縦９５ｍｍ×横９５ｍｍの角形状断面の素材に、縦と横とを交互に1回ずつの鍛造を施して、３８ｍｍ角まで鍛造した。この間途中で再加熱することなく鍛造をした。そして最後に材料全体の形状を直線状に矯正するために極軽鍛造を行なって、断面が３８ｍｍ角の棒状鋼材に仕上げた。鍛造仕上温度は６８８℃であり、鍛造が終了後直ちに空冷し、室温まで冷却した。

【００４７】

上記鍛造スケジュール並びに塑性相当ひずみ（ｅ）及び減面率（Ｒ）を表６に示す。

【００４８】

【表６】

	材料の断面寸法(mm)	鍛造及び加熱ｽｹｼﾞｭｰﾙ	累積塑性相当ひずみ
スタート材	９５×９５		
		1200℃×１時間加熱	
	↓	鍛造	
	７０×７０		
	↓	鍛造	
	６０×６０		
	↓	鍛造	
	５０×５０		
	↓	鍛造	
	４５×４５		
	↓	鍛造	
	４０×４０		
	↓	鍛造	
	３８×３８		
		全体の形状矯正のための極軽鍛造	
	↓		
仕上がり鋼材	３８×３８		１．８３

【００４９】

冷却中の相変態をフォーマスター試験で熱膨張測定により決定し、そこからＣＣＴ図を作成したものを図１に示す。図１から冷却速度が６７Ｋ／ｓｅｃ～０．５Ｋ／ｓｅｃの範囲で、Ｍｓ点が～３４０℃であることが分かる。

【００５０】

通常の鋼では、冷却速度が遅いと図示しないγ／α変態のノーズに当たり、フェライトが生成する。しかしながら、本発明の鋼では、γ／α変態のフェライト生成範囲が成分元素の効果で高時間側に遷移したため、冷却速度が０．５Ｋ／ｓｅｃと遅い場合でもγ／α変態のノーズに当たらずにＭｓ点に当たり、マルテンサイト変態が起こる。

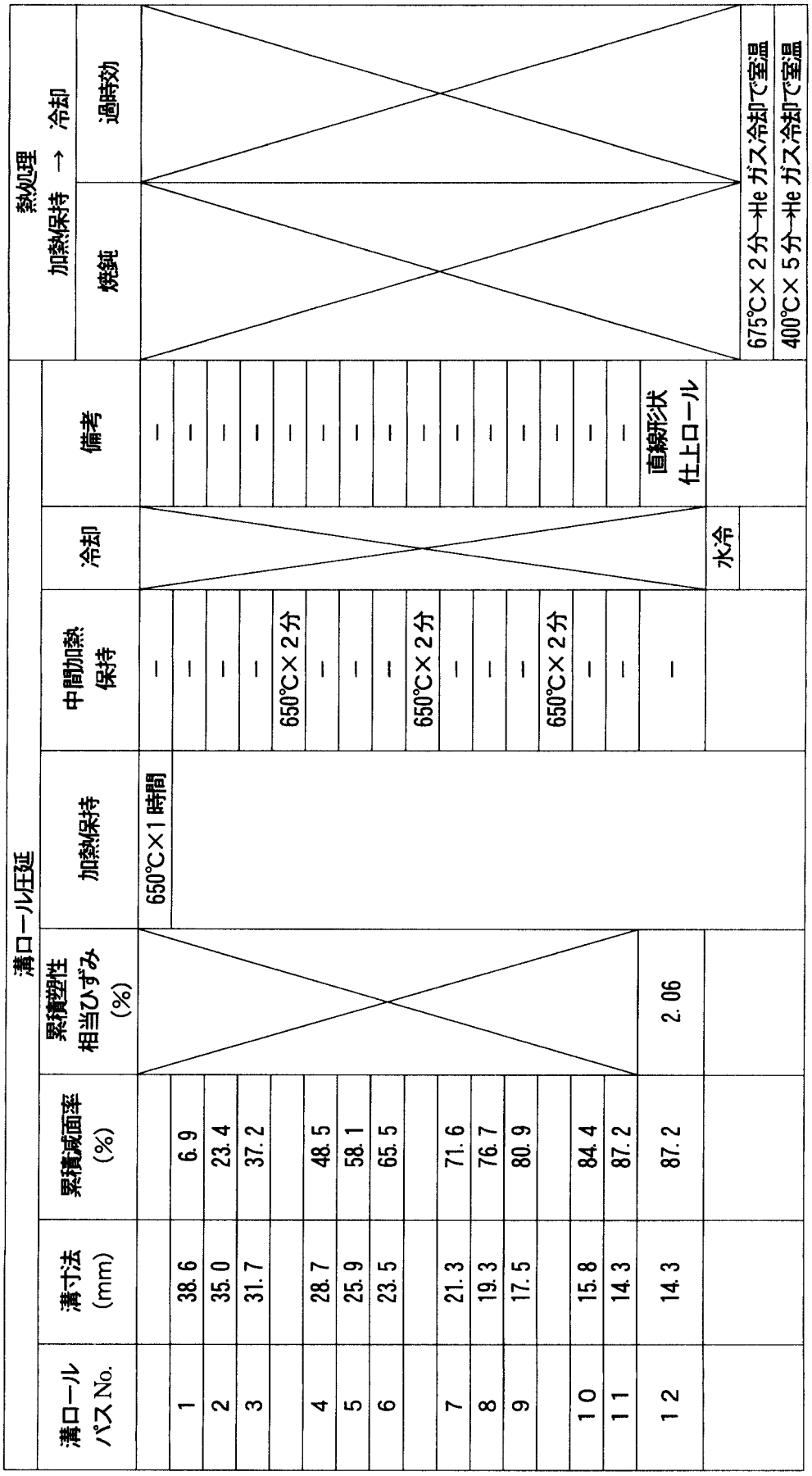
【００５１】
このように、本発明材は組織の冷却速度依存性が低いことがわかる。また、実施例１の材料の組織をＥＢＳＤで決定したものを図２に示す。これから組織の９５％以上はマルテンサイト（α’）相であり、残り５％以下のオーステナイト（γ）相から成っていることが決定される。
【００５２】
なお、図３に示すように鍛造は１２００℃で開始し、終了時の温度は６８８℃であった。その後、空冷を行ない、約２００℃に至るまでの材料の温度変化を示す。
＜実施例３＞
本発明の実施例３の鋼材を下記の熱間鍛造加工により得た。
【００５３】
実施例２で溶製され、鋳造された鋼塊（鋼塊番号２）の下部側半分を素材とした。即ち、溶解用主原料として電解鉄、電解Ｍｎ及び金属Ｓｉを使用し、高周波真空誘導溶解炉を用いて、表５に示した化学成分組成の溶鋼（単位：質量％）を溶製し、縦９５ｍｍ×横９５ｍｍ×高さ４５０ｍｍの鋼塊（鋼塊番号２）を鋳造した。この鋼塊の下部側半分を切り出して素材とした。
【００５４】
上記素材を加熱昇温し、１２００℃で１時間加熱保持した後、縦９５ｍｍ×横９５ｍｍの角形状断面の素材に、縦と横とを交互に1回ずつの鍛造を施して、３８ｍｍ角まで鍛造した。この間途中で再加熱することなく鍛造をした。そして最後に材料全体の形状を直線状に矯正するために極軽鍛造を行なって、断面が３８ｍｍ角の棒状鋼材に仕上げた。鍛造仕上温度は６９０℃であり、鍛造が終了後直ちに水冷し、室温まで冷却した。
【００５５】
上記鍛造スケジュール並びに塑性相当ひずみ（ｅ）及び減面率（Ｒ）は、実施例２における設定条件と同一である。即ち、表６に示した通りである。これよりわかるように、実施例３と実施例２との相違点は、鋼材の仕上目標寸法（３８ｍｍ角）まで鍛造した後に、実施例２においては空冷したのに対して、実施例３においては水冷したことだけである。
【比較例】
【００５６】
次に、本願発明の範囲外である比較例について説明する。
＜比較例１＞
比較例１の鋼材は、前述した実施例１で得られた鋼材（鍛造加工終了ままの鋼材）からその確性試験用の試験片を採取した後の残鋼材を、更に、５５０℃で１時間加熱保持の焼鈍処理を行ない、その後室温まで空冷することにより得た。従って、素材の化学成分組成は前記表３に示した通りであり、この素材を表４に示した鍛造スケジュール及び塑性相当ひずみの条件で鍛造し、その後で上記５５０℃で１時間加熱保持の焼鈍処理をした。
【００５７】
このように、最後に焼鈍処理を施した試験を行なった理由は、従来の高強度構造用鋼材の製造技術によれば、熱間圧延等の加工をした後、適宜焼入れをし、次いで焼戻し処理を施すことにより延性と靭性の回復を図ることが行なわれるので、本試験においても同じ目的のために焼鈍処理を施した。しかしながら、本比較例１においては、実施例１で得られた鋼材を更に焼鈍処理を施すと、延性は若干向上するものの、靭性が極端に低下した。この焼鈍処理で得られたような靭性の劣化は、これまでの報告には見当たらない。
＜比較例２＞
比較例２の鋼材を次のようにして得た。
【００５８】
溶解用主原料として電解鉄、電解Ｍｎ及び金属Ｓｉを使用し、高周波真空誘導溶解炉を用いて、表７に示す化学成分組成の溶鋼（単位：質量％）を溶製し、縦９５ｍｍ×横９５ｍｍ×高さ４５０ｍｍの鋼塊を鋳造した。これを鋼塊番号３とする。この鋼塊の上部側半分を切り出して素材とした。

【００５９】
【表７】

	化学成分組成（単位：質量%）								
	C	Si	Mn	P	S	T. Al	O	N	Fe及び不可避不純物
比較例2	0.100	1.96	5.02	0.001未満	0.001	0.001	0.0018	0.0005	残部

【００６０】
上記素材を加熱昇温し、１２００℃で１時間加熱保持した後、縦９５ｍｍ×横９５ｍｍの角形状断面の素材に、縦と横とを交互に1回ずつの鍛造を施して、３８ｍｍ角まで鍛造した。この間途中で再加熱することなく鍛造をした。そして最後に材料全体の形状を直線状に矯正するために極軽鍛造を行なって、断面が３８ｍｍ角の棒状とした。鍛造スケジュール並びに塑性相当ひずみ（ｅ）及び減面率（Ｒ）は、表６に示した実施例２及び実施例３と同じ条件であり、鍛造終了温度は６８０℃であり、鍛造終了後は実施例２と同じで直ちに空冷し、室温まで冷却した。
【００６１】
更に、この３８ｍｍ角の棒材を、表８に示すように、下記の温間温度域における溝ロール圧延により、１４．３ｍｍ角の棒材とした。３８ｍｍ角から１４．３ｍｍ角までの溝ロール圧延条件は、表８に示すように、６５０℃に昇温加熱して１時間加熱保持した後、溝ロールによる３パス圧延後に６５０℃の保持炉で５分間加熱保持する工程を３回行ない、第パス圧延後に、水冷した。
【００６２】
その後の熱処理として、６７５℃で２分間の加熱保持後にＨｅガス中で室温まで冷却し（焼鈍処理）、次いで４００℃まで昇温して５分間の加熱保持後にＨｅガス中で室温まで冷却する（過時効処理）という２回の熱処理を施した。こうして比較例２の鋼材を得た。
【００６３】

【表８】


溝ロール圧延
溝ロールパスNo.
溝寸法 (mm)
累積減面率 (%)
累積塑性相当ひずみ (%)
加熱保持
中間加熱保持
冷却
備考
熱処理 加熱保持 → 冷却
焼鈍
過時効
650℃×1時間
650℃×2分
水冷
直線形状仕上ロール
675℃×2分→Heガス冷却で室温
400℃×5分→Heガス冷却で室温
1 38.6 6.9
2 35.0 23.4
3 31.7 37.2
4 28.7 48.5
5 25.9 58.1
6 23.5 65.5
7 21.3 71.6
8 19.3 76.7
9 17.5 80.9
10 15.8 84.4
11 14.3 87.2
12 14.3 87.2
2.06

【００６４】

以下、実施例１、２及び３、並びに比較例１及び２の各鋼材について、顕微鏡組織試験、硬さ試験、引張試験及びシャルピー衝撃試験を行なって、材質特性水準を明らかにした。また、フォーマスター試験により、各実施例及び比較例と実質的に同一化学成分組成の鋼材のＡｃ１変態点、並びに実施例１、２及び比較例１において鍛造加工の末期又は終了後の空冷過程における冷却時の変態温度を測定した。

＜試験方法＞

（顕微鏡組織試験）

顕微鏡組織試験は、各鋼材の圧延方向に垂直な断面（Ｃ方向断面）の中心部について、走査型電子顕微鏡（ＳＥＭ）で金属組織を観察した。

（硬さ試験）

試験荷重１０ｇのマイクロビッカース試験により、２相組織の各結晶組織内の硬さを測定し、また試験荷重１０ｋｇのビッカース試験により、２相組織全体の平均硬さを測定した。

（引張試験）

引張試験は、比較例２以外の鋼材からＬ方向の丸棒引張試験片（試験部分の平行部直径が３．５ｍｍφ、長さが２４．５ｍｍ）を調製して、引張強度、降伏強度、全伸び及び絞りを測定した。比較例２
についてはＬ方向の微小引張試験片を用い、フォーマスター装置により応力－ひずみ曲線を測定した。

（シャルピー衝撃試験）

シャルピー衝撃試験は、各鋼材からＬ方向のＪＩＳ　Ｚ２２４２のシャルピー衝撃試験方法により、標準試験片（１０×１０×５５ｍｍ、２ｍｍＶノッチ）を調製し、－１９６℃～１００℃の衝撃試験を行い、上部棚エネルギー及び０℃における吸収エネルギーを測定し、破面観察により、脆性破面遷移温度を求めた。

＜特性試験結果＞

図４～図８に、実施例１～３及び比較例１、２の顕微鏡組織試験によるＳＥＭ写真を示し、図９～図１３に、実施例１～３及び比較例１、２の引張試験による応力－ひずみ曲線を示す。

【００６５】

表９に、実施例１～３及び比較例１、２の金属組織とその構成分率、並びに硬さ試験によるビッカース硬さの測定値を示し、表１０に、実施例１～３及び比較例１、２の引張試験及びシャルピー衝撃試験による測定値を示す。そして、表９及び表１０には、本発明鋼材としての合否判定基準値と、開発目標値とを併記した。

【００６６】

これよりわかるように、実施例１～実施例３は全て、本発明鋼材としての金属組織とその構成比率が本発明鋼材として合格している。即ち、主相がラスマルテンサイトであって、一部、体積分率５％以下の残留オーステナイトを含んでいる。そして、引張強度（ＴＳ）は１３５３ＭＰａ以上であり、全伸び（Ｅｌ）は１８．０％以上となっている。また、引張強度（ＴＳ）×全伸び（Ｅｌ）は２６４０６ＭＰａ・％以上となっており、強度－延性バランスに優れている。更に、衝撃吸収エネルギーに関しては、上部棚エネルギー（ＵＳＥ）が１７５Ｊ／ｃｍ^{2}以上と優れている。以上の結果として、材質特性指数を引張強度（ＴＳ）×全伸び（Ｅｌ）×上部棚エネルギー（ＵＳＥ）で表わすと、ＴＳ×Ｅｌ×ＵＳＥが４６２１×１０^{3}ＭＰａ・％・Ｊ／ｃｍ^{2}以上となり、優れていることが分かる。

【００６７】

なお、主相の硬さ（H_V）は４５９～５１０の範囲内にあり、これらの硬さ測定値により、上記金属組織種とその組織相の構成分率の測定値との妥当性を、引張強度（ＴＳ）とビッカース硬さ（H_V）との関係からも確認することができる。

【００６８】

次に、熱間鍛造による仕上がり鋼材への塑性相当ひずみ量をみると、実施例１より実施例２、３の方が大きい。その理由は、実施例１においては、熱間鍛造の途中、即ち断面が

４５ｍｍ角になったところで、昇温加熱して１２００℃で、５分間の再加熱保持をしたため、この時点で全く加工していない組織レベルに組織が戻ってしまったからである。これは、別途、フォーマスター試験により、完全にα→γ変態を終了してしまうことを確認していることからもいえる。この再加熱後での熱間鍛造により導入された塑性相当ひずみの量ｅ（断面：４５ｍｍ角から仕上がりの断面３８ｍｍ角までの減面率は、２８．７％である）は、ｅ＝０．３３８と算出されるのに対して、熱間鍛造開始後、途中で再加熱なしで断面：９５ｍｍ角から３８ｍｍ角まで熱間鍛造を継続した実施例２及び実施例３においては、導入された塑性相当ひずみの量ｅは、ｅ＝１．８３と算出される。このとき、実施例２、３は、実施例１よりも若干引張強度が高く、一方全伸びは若干低くなっている。

【００６９】

なお、以上の実施例及び比較例の試験は、試験材のサイズが実験室レベルの規模のものであるが、その他の条件は全て、現状の実機操業に適用可能な技術条件に匹敵することは、明らかである。

【００７０】

これに対して、比較例の試験結果は以下の通りである。

【００７１】

比較例１は、顕微鏡組織に関しては主相は残留オーステナイトであるが、第２相がフェライトとなっており、また前記図7に示したＳＥＭによる組織写真からも判るように、ラスの周囲に球状化セメンタイトが生成している。このように、本願発明の鋼材の範囲外にある。比較例１は、全伸び（Ｅｌ）は優れているが、引張強度（ＴＳ）が９３３ＭＰａと低く、合否判定基準の１３００ＭＰａを満たさず、上部棚エネルギー（ＵＳＥ）も３１Ｊ／ｃｍ^{2}と低く、合否判定基準の１００Ｊ／ｃｍ^{2}を大きく下回っている。比較例１の引張強度がこのように著しく低い原因は、熱間鍛造（実施例１は熱間鍛造のままで、非調質である）後の焼鈍処理により、残留オーステナイト中のＣが球状化セメンタイトとして排出されたために、主相の残留オーステナイトの硬さが著しく低下するとともに、第２相がフェライトとなり、ラスマルテンサイトが消失したからである。

【００７２】

また、表９のビッカース硬さの１０ｋｇ試験結果においても、実施例１（H_V＝４１６）と比較例１（H_V＝２９９）との差が明確に現れている。

【００７３】

耐衝撃エネルギー吸収特性については、比較例１は熱間鍛造後に、焼鈍処理をしているので、従来技術の知見によれば実施例１の熱間鍛造ままよりも優れていると予測されるところであるが、逆に実施例１の方が耐衝撃エネルギー吸収特性が優れている。これは、実施例１では主相が、表９に示すごとく主相がラスマルテンサイトであって、一部、体積分率５％以下の残留オーステナイトを含む組織で短径及び長径共に微細となっているためであると考えられる。

【００７４】

比較例２は、顕微鏡組織に関して主相はフェライトであり、第２相が残留オーステナイトとなっている。

【００７５】

比較例２のＳＥＭによる組織写真を前記図８に示した。比較例２は、全伸び（Ｅｌ）は優れているが、引張強度（ＴＳ）が１１４２ＭＰａと低く、合否判定基準の１３００ＭＰａを下回っている。比較例２の引張強度がこのように実施例１～３に比べて低く、また、上記金属組織を示す理由は、熱間鍛造の後に、更に温間溝ロール圧延並びに焼鈍及び過時効処理を施しているためであると考えられる。

【００７６】

【表９】

試験Ｎｏ.	製造プロセスパターン	主相（ラスマルテンサイト）				第２相（ラスマルテンサイト又はフェライト）				ビッカース硬さ		
		体積分率 (%)	平均粒径 (μm) 短径平均	平均粒径 (μm) 長径平均	平均アスペクト比	体積分率 (＊2) (%)	平均粒径 (μm) 短径平均	平均粒径 (μm) 長径平均	平均アスペクト比	主相 (ラスマルテンサイト) (荷重:10g)	第２相 (ラスマルテンサイト又はフェライト) (荷重:10g)	マクロ領域 主相と第２相の荷重平均値 (荷重:10kg)
実施例１	熱間鍛造→再加熱→熱間鍛造→空冷	８０．９	０．７	５．８	８．３	ラスマルテンサイト １９．１	１．２	４．１	３．６	４０３	ラスマルテンサイト ４５９	４１６
実施例２	熱間鍛造→空冷	７１．７	０．６	４．９	８．２	ラスマルテンサイト ２８．３	０．７	４．２	６．０	４１０	ラスマルテンサイト ４７０	４７５
実施例３	熱間鍛造→水冷	７６．２	０．４	３．６	９．０	ラスマルテンサイト ２３．８	１．２	４．９	４．１	４６８	ラスマルテンサイト ５１０	５０４
比較例１	熱間鍛造→空冷→焼鈍	７６．１	１．１	４．３	３．９	フェライト（＊1） ２３．９	０．９	４．４	４．９	２８９	フェライト ３２２	２９９
比較例２	熱間鍛造→空冷→温間溝ロール圧延→焼鈍→過時効	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
合否判定組織及び基準値、但し（ ）内は目標値である。		≧７０	(≦1.0)	(≦7.0)	(≦10)	ラスマルテンサイト ≦３０	(≦1.5)	(≦6.0)	(≦10)	—	—	—

注：（＊１）はフェライトであるから本発明鋼材として不合格を示す。

注：（＊２）は１００－（ラスマルテンサイト体積分率%）での算出値である。

【００７７】

10 20 30 40 50

【表１０】

試験No.	製造プロセスパターン	引張試験					シャルピー衝撃試験		材質特性指数
		引張強度 TS (MPa)	降伏強度 YS (MPa)	全伸び El (%)	絞り RA (%)	強度×伸び TS×El (MPa・%)	上部棚エネルギー USE (J/cm²)	0℃におけるエネルギー E0 (J/cm²)	強度×伸び×上部棚エネルギー TS×El×USE (MPa・%・J/cm²)
実施例１	熱間鍛造→再加熱→熱間鍛造→空冷	1353	1026	23.0	34.9	31119	１７８	７３	５５３９×１０^3
実施例２	熱間鍛造→空冷	1429	1111	22.2	48.9	31724	１７５	５５	５５０１×１０^3
実施例３	熱間鍛造→水冷	1467	1138	18.0	48.4	26406	１７８	８３	４６２１×１０^3
比較例１	熱間鍛造→再加熱→熱間鍛造→空冷→焼鈍	933 (*1)	795	28.8	37.2	26870	３１（＊１）	１２．５	８３３×１０^3（＊１）
比較例２	熱間鍛造→空冷→温間溝ロール圧延→焼鈍→過時効	1142 (*1)	880	27.2	48.7	31062	－	－	－
	合否判定値、但し（ ）内は開発目標値である。	≧1300	(≧1000)	≧18.0	(≧30.0)	≧23400	≧100	(≧３１)	２３４０×１０^3

注：（＊１）は合否判定基準値に達していないので、本発明鋼材として不合格を示す。

【００７８】

10 20 30 40 50

冷却速度を変えて生成したラスマルテンサイトにおけるＥＢＳＤ粒界マップを図１４に、それから計算により得られた各傾角の粒界面積当たり長さを図１５に示す。これから、本発明材の特徴として
大傾角（１５°－１８０°）粒界面積当たり長さ＞０．６μｍ／μｍ^2
中傾角（５°－１５°）粒界面積当たり長さ＞０．２μｍ／μｍ^2
小傾角（１．５°－５°）粒界面積当たり長さ＞０．３μｍ／μｍ^2
であることが認められる。

【００７９】

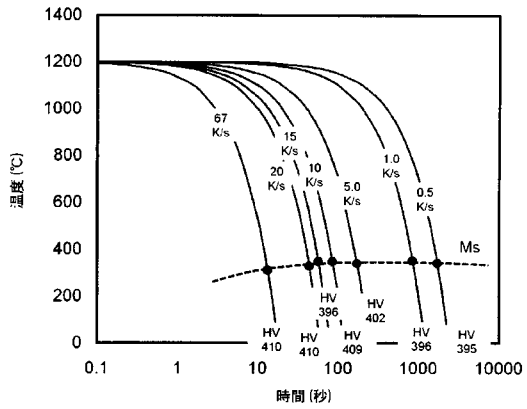
これは単に１２００℃のγ域から種々の冷却速度で冷却するのみで、マルテンサイトラス構造が形成され、それを構成している粒界が高密度の大角粒界からなっている特徴を示すものである。このことが、高強度、高延性、高靭性の要因であると考えられる。

【産業上の利用可能性】

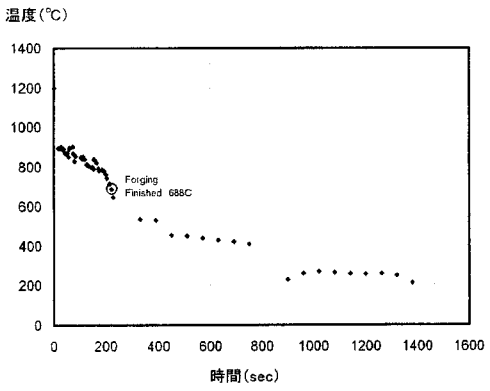
【００８０】

本発明により、建造物や橋梁等の構造物、自動車の足回り鋼材、機械用歯車等部品に使用される鋼材であって、高強度且つ高延性で、衝撃エネルギー吸収能に優れた厚鋼板や棒鋼・鋼線等の鋼材を、省資源、省エネルギーかつ、低コスト、省工程で製造することができる。

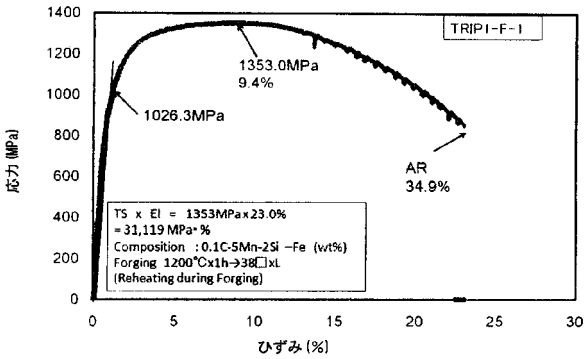
【図１】



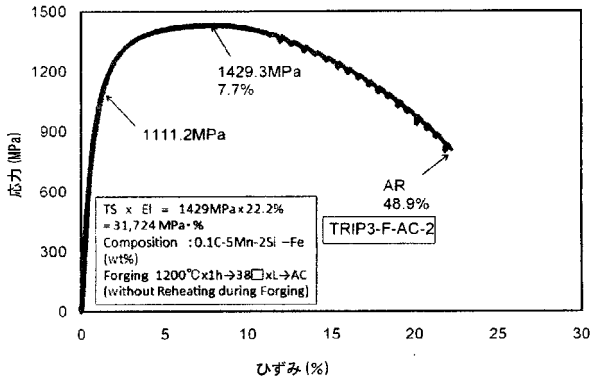
【図３】



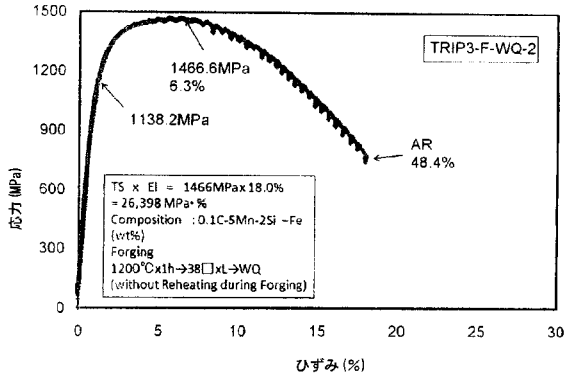
【図９】



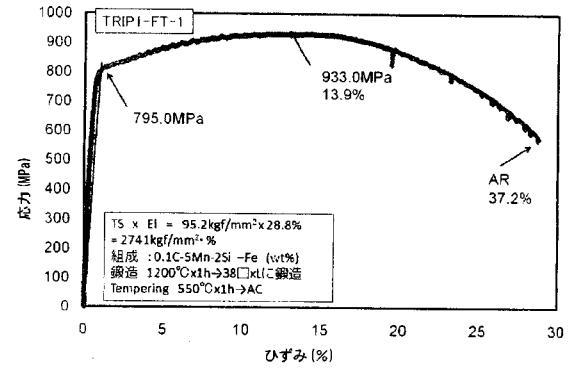
【図１０】



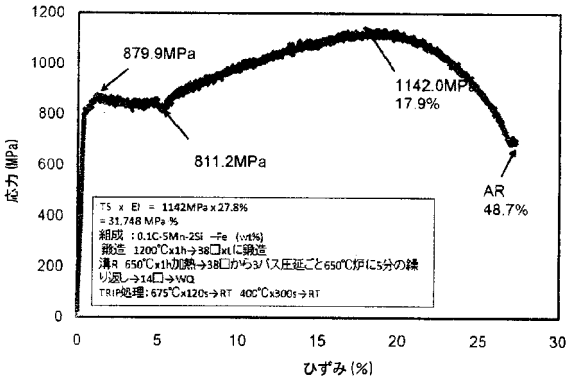
【図１１】



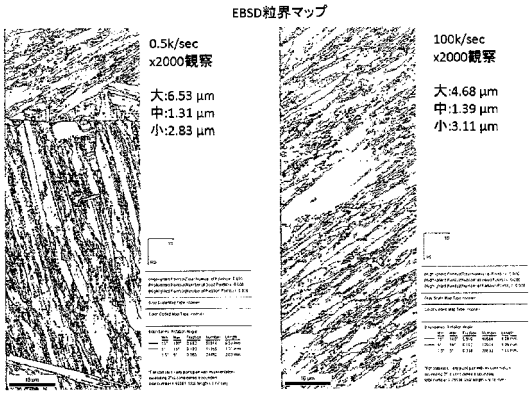
【図１２】



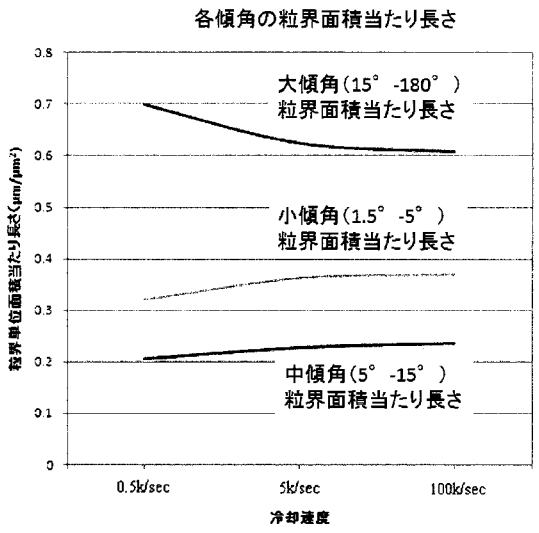
【図１３】



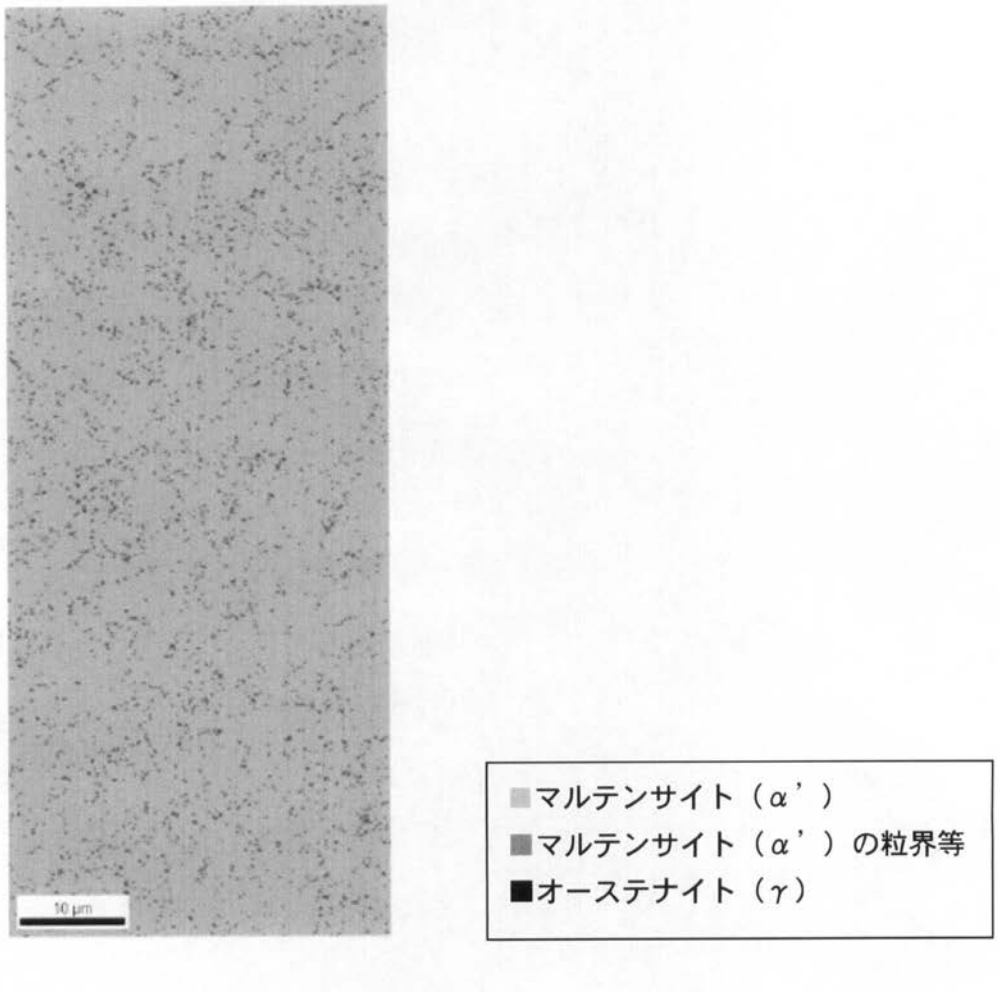
【図１４】



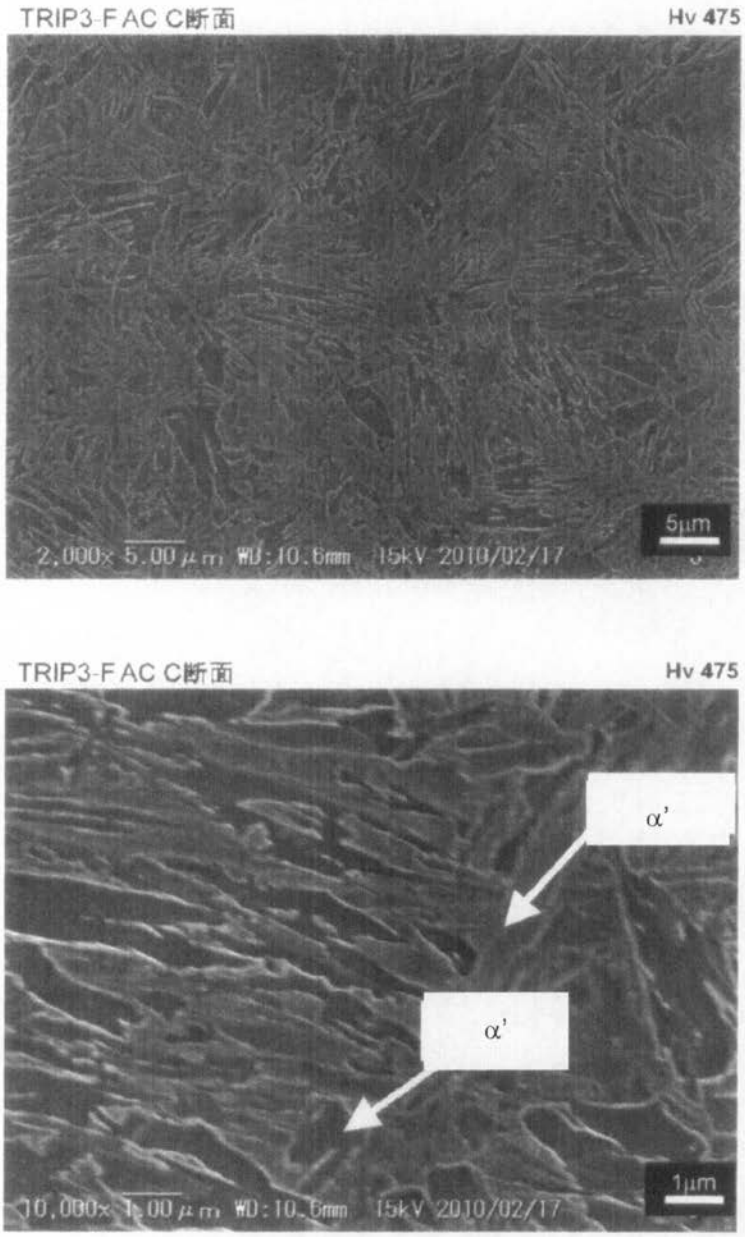
【図１５】



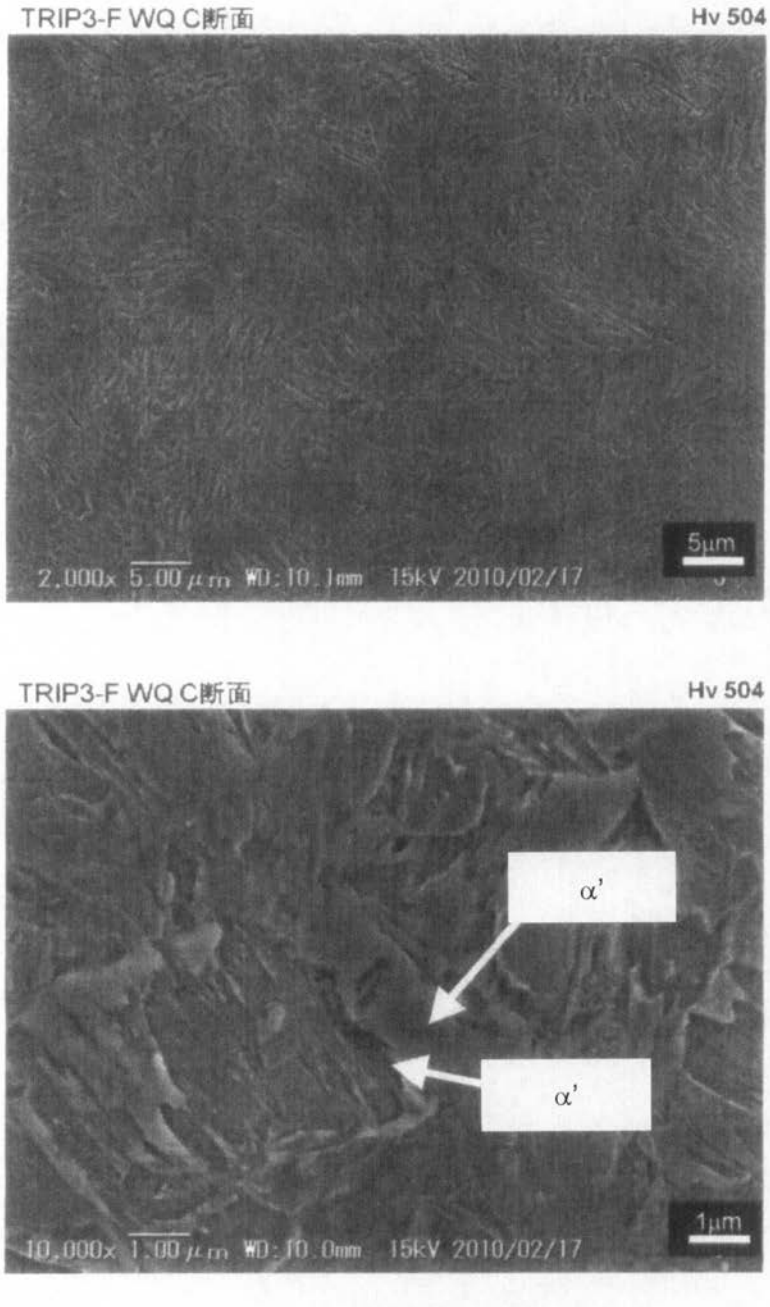
【図２】



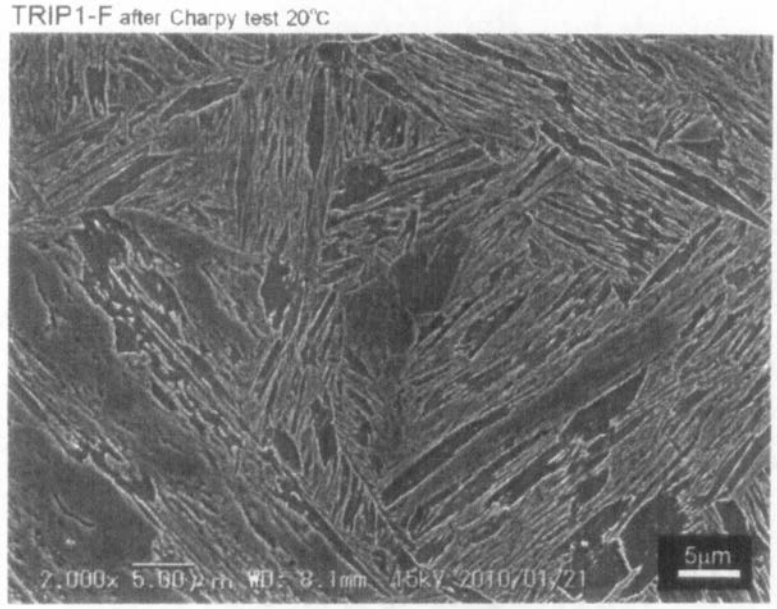
【図４】


TRIP3-FAC C断面
Hv 475
5μm
2,000× 5.00μm WD:10.6mm 15kV 2010/02/17
TRIP3-FAC C断面
Hv 475
α'
α'
1μm
10,000× 1.00μm WD:10.6mm 15kV 2010/02/17

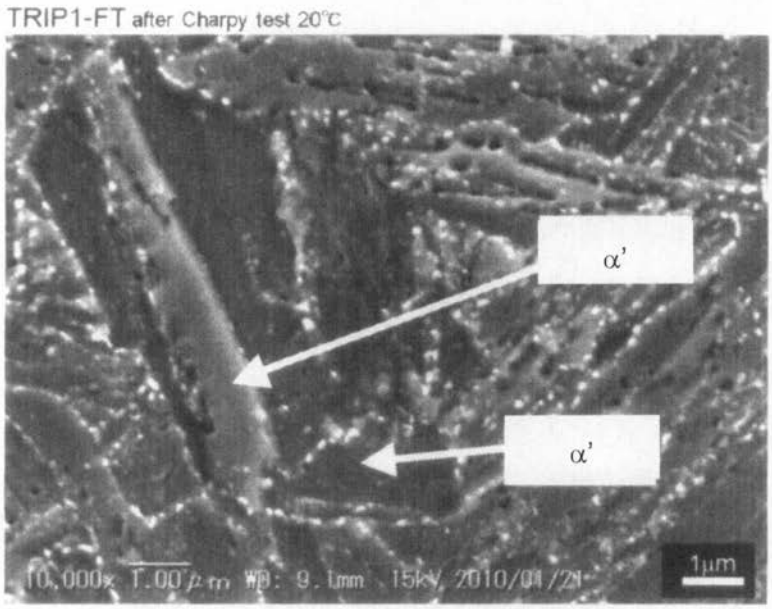
【図５】


TRIP3-F WQ C断面
Hv 504
5μm
2,000x 5.00μm WD:10.1mm 15kV 2010/02/17
TRIP3-F WQ C断面
Hv 504
α'
α'
1μm
10,000x 1.00μm WD:10.0mm 15kV 2010/02/17

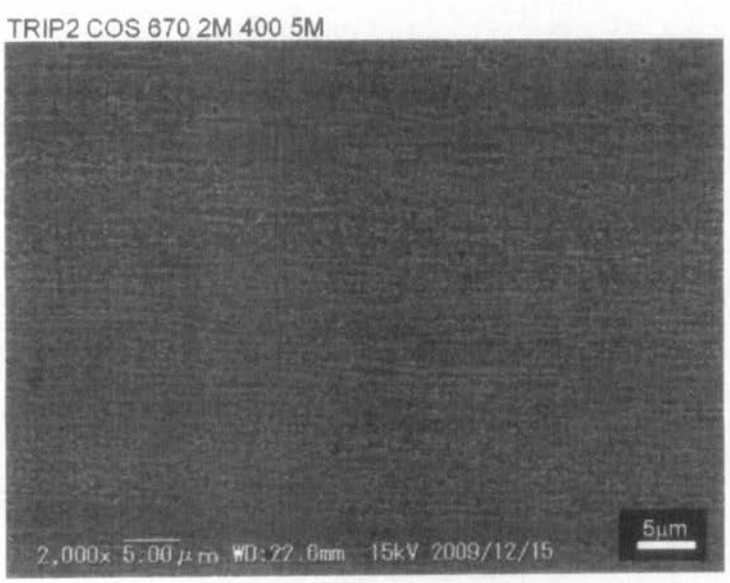
【図６】

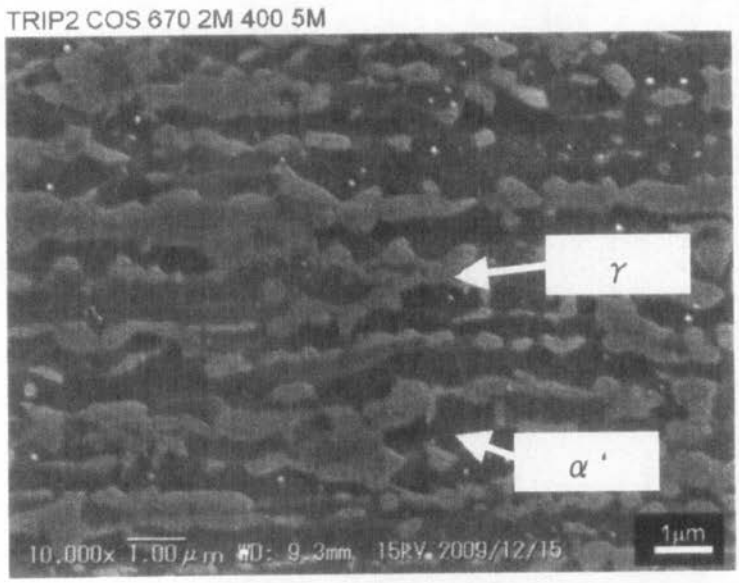

TRIP1-F after Charpy test 20℃
5μm

【図７】


TRIP1-FT after Charpy test 20℃
α'
α'
1μm

【図８】


TRIP2 COS 670 2M 400 5M
2,000x 5.00μm WD:22.6mm 15kV 2009/12/15
5μm


TRIP2 COS 670 2M 400 5M
γ
α'
10,000x 1.00μm WD: 9.3mm 15kV 2009/12/15
1μm

フロントページの続き

(72)発明者　今葷倍　正名
東京都江東区豊洲３丁目７番５号　学校法人芝浦工業大学内
(72)発明者　武智　弘
東京都練馬区春日町３－２９－１５－２１１

Ｆターム(参考) 4K032 AA04 AA05 AA17 AA21 AA26 AA27 AA29 AA32 BA01 BA02
CA02 CA03 CC02 CC03 CC04