

部品製造工程を簡略化する特殊鋼棒線材

Special Steel Bars and Wire Rods Contribute to Eliminate Manufacturing Processes of Mechanical Parts

越智達朗^{*(1)}
Tatsuro OCHI

蟹澤秀雄^{*(1)}
Hideo KANISAWA

高田啓督^{*(2)}
Hiromasa TAKADA

内藤賢一郎^{*(4)}
Ken-ichiro NAITO

久保田学^{*(3)}
Manabu KUBOTA

抄 録

自動車部品など機械部品の多くは、特殊鋼棒線材を熱間～冷間の温度域での鍛造成形工程で製造されている。これらの製造工程においては、通常、鍛造の前後に引き抜き、切削等の二次加工工程を、また焼鈍、焼入れ焼戻し等の種々の熱処理工程を必要としている。そのため、コスト削減、省エネルギーの観点から熱処理省略等の工程省略の指向が強い。ボルト用鋼、軟質冷間鍛造用鋼、高強度熱間鍛造非調質鋼の3種類の特殊鋼棒線材を用いる部品製造工程の簡略化に関する新日本製鐵の取り組みを述べた。

Abstract

Many mechanical parts, such as those used in automobiles, are manufactured in a forge forming process of special steel bars and wire rods in hot and cold temperature regions. Ordinarily, in these manufacturing processes, secondary processing such as machining and drawing before or after forging, and various heat treatment processes such as annealing or quenching and tempering are necessary. For that reason, there is strong direction to eliminating processes such as heat treatment processing in view of cost reduction and energy saving. This paper outlines the efforts of Nippon Steel Corporation with regard to eliminating manufacturing processes of mechanical parts that use the three types of special steel bars and wire rods of bolt steel, softened cold forging steel and high strength micro-alloyed steel for hot forging.

1. 緒 言

自動車部品など機械部品の多くは、特殊鋼棒線材を熱間～冷間の温度域での鍛造成形工程で製造されている。このような自動車部品向けの鍛造用鋼材に関する現在の大きな課題の一つは、工程省略である。鍛造による機械部品の製造においては、通常、鍛造の前後に引き抜き、切削等の二次加工工程を、また焼鈍、焼入れ焼戻し等の種々の熱処理工程を必要としている。そのため、コスト削減、省エネルギーの観点から熱処理省略、切削省略(ニアネットシェイプ化、チップレス化)の指向が強い。

本報では、ボルト用鋼、軟質冷間鍛造用鋼、高強度熱間鍛造非調質鋼の3種類の特殊鋼棒線材を用いる部品製造工程の簡略化に関して、新日本製鐵の取り組みを述べる。

2. 粗大粒防止ボルト用ボロン鋼“FIRST鋼”

一般にボルトはJIS SCM435等の中炭素低合金鋼を素材とし、圧延材に球状化焼鈍を施し、冷間鍛造によってボルト形状に成形し、焼入れ焼戻しを行い製造されている。近年、ボルトの製造コストの

削減のため、合金鋼を“ボロン鋼”に置き換える動きが加速されている。ボロン鋼とは、素材の炭素量、合金元素量を低減して圧延材を軟質化させ、それに伴う焼入れ性の低下をボロンの添加で補った鋼であり、省合金ならびに球状化焼鈍を簡省略でき、材料コスト、製造コストを大幅に節減できる鋼である。しかし、ボロン鋼は合金鋼に比べて焼入れ加熱時に特定のオーステナイト結晶粒が異常成長を起こす、いわゆる“粗大粒”が発生しやすいので、遅れ破壊の発生が懸念される8T(引張強さ800～1000MPa)以上の高強度ボルトには適用が難しかった。

以上のような背景から開発された粗大粒防止ボルト用ボロン鋼“FIRST鋼”(FIRST: Fine-grain Retaining and Softened Steel)について述べる。

2.1 FIRST鋼の粗大粒防止の考え方

Gladman¹⁾によって異常粒成長の臨界条件が以下のように提案されている。

$$r_{\text{crit}} = \frac{6R_{0f}}{\pi} \left(\frac{3}{2} - \frac{2}{Z} \right)^{-1}$$

*⁽¹⁾ 室蘭技術研究部 主任研究員 工博
北海道室蘭市仲町12 ☎050-8550 ☎0143-47-2760

*⁽²⁾ 室蘭技術研究部 主任研究員

*⁽³⁾ 室蘭技術研究部 研究員

*⁽⁴⁾ 室蘭製鐵所 製品技術部 マネジャー

ここで、 r_{crit} は臨界析出物粒子半径、 R_0 はマトリックスの結晶粒半径、 f は析出物の体積分率、 Z は成長結晶粒半径とマトリックス結晶粒半径の比(R/R_0)である。上式は、結晶粒の成長をピン止めしている析出物粒子のサイズ(r)が、 r_{crit} を超えると異常粒成長が起こることを示している。ポルト用鋼における粗大粒の発生は、冷間鍛造によって焼入れ加熱時(通常870~900℃)の初期オーステナイト粒が微細化する(R_0 小)ため、粗大粒発生の臨界条件が低下し(r_{crit} 小)、粗大粒が発生しやすくなる現象である。その発生防止には析出物粒子をマトリックス中に多量、微細に分散させること(f 大、 r 小)がポイントとなる。

析出物粒子を微細に造り込むには、1)析出物粒子を一旦溶体化し、2)その後析出処理を行うことが有効である。これを実工程に当てはめると、1)圧延時の加熱によって析出物を一旦溶体化し、2)圧延後の調整冷却時に、又は焼鈍時に析出処理を行うことが考えられる。上記の製造指針に適する析出物として一般的に利用されるのはAINであるが、ポロン鋼の場合はAINが利用できない。すなわち、ポロン鋼では固溶Bによる焼入れ性向上効果を安定して得るため、Ti添加によってNを固定し、BNの生成を抑制しており、その副次的効果としてAINの生成も抑制されるためである。一方、TiNの溶解度は非常に小さく、圧延加熱時に完全溶体化はほぼ不可能であるので、微細に造り込むことが難しい。ポロン鋼が合金鋼と比べて粗

大粒が発生しやすいのは、上記の理由による。

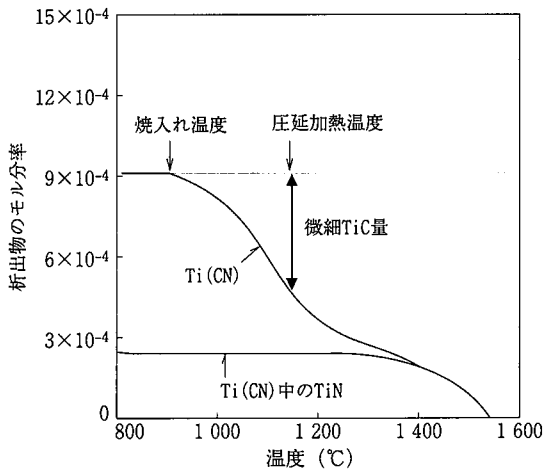
本開発ではTiCの利用を試みた。状態図の平衡計算プログラムであるThermo-Calcによる計算例を図1に示す。これより、1)低N成分系とし、TiをNに対して過剰な成分系とすることによって、TiCとして析出するTiの量が増加すること、2)TiCを一旦溶体化するには圧延加熱温度を高温化することが必要である。なお、NはTi(CN)の溶体化温度を上げるため、なるべく低減することが望ましい。

2.2 FIRST鋼の粗大粒防止特性に及ぼす製造条件の影響

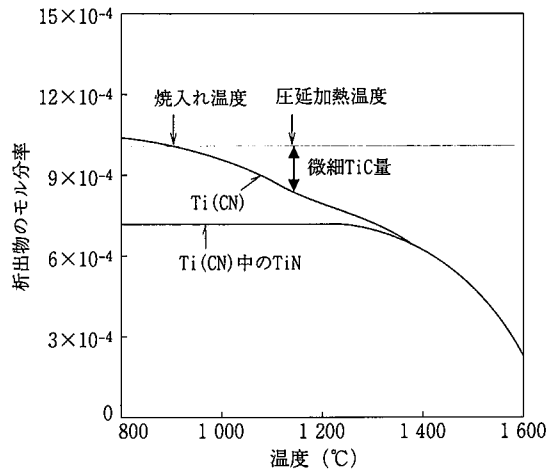
以上の基礎検討に基づき、実機製造試験を行った結果を図2に示す。圧延加熱温度が高いほど粗大粒発生温度が上昇することが分かる。高温ほどTiCの溶体化が十分に行われるため、その後に析出する微細TiCが増加したものと考えられる。写真1に抽出レプリカ法によって析出物をTEM観察した例を示す。析出物がTiCであるか、Ti(CN)であるかは判別できないが、高温抽出によって析出物が微細化していることが分かる。また、圧延後の徐冷によっても粗大粒発生温度が上昇する。これは、徐冷時に微細TiCの析出が十分に行われたためと考えられる。

2.3 FIRST鋼の冷間鍛造性

Ti添加量と圧延材の硬さの関係を図3に示す。Ti添加量を増加していくと、TiCの析出硬化によって圧延材の硬さが上昇し、冷間鍛造性が劣化するため、粗大粒防止特性と冷間鍛造性とを兼備するに



a) 低N成分系



b) 高N成分系

図1 Ti炭窒化物の溶体化に及ぼすN量、温度の影響 (Thermo-clacの平衡計算による推定)

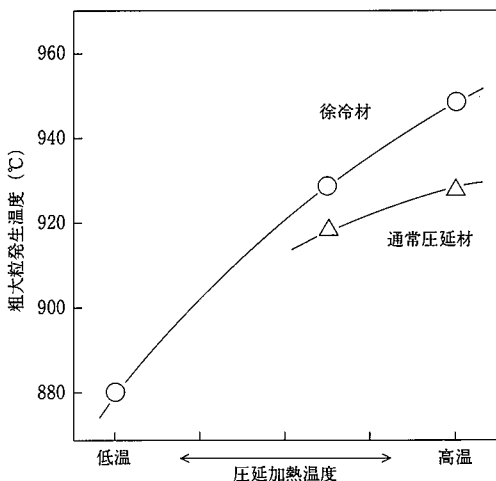


図2 粗大粒発生温度に及ぼす圧延条件の影響

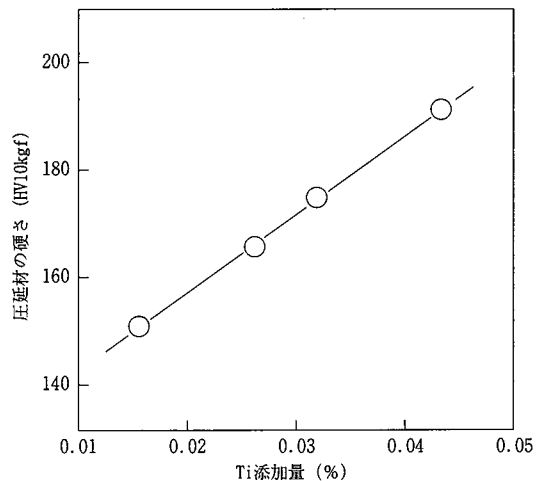


図3 圧延材の硬さに及ぼすTi添加量の影響

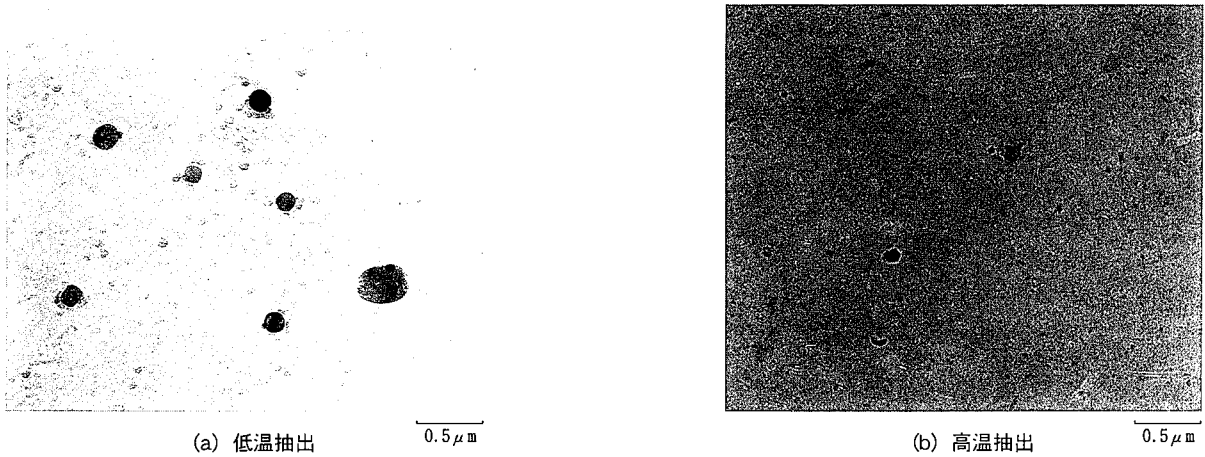


写真1 Ti炭窒化物の分散状態に及ぼす圧延抽出温度の影響

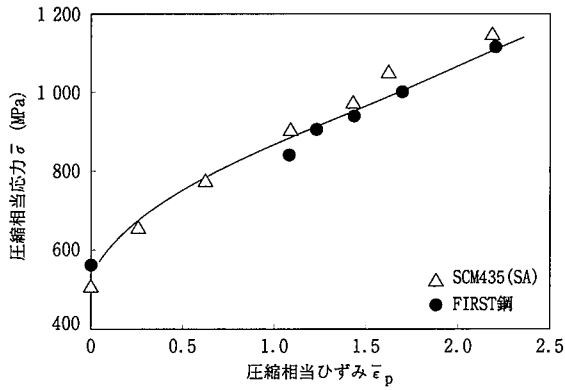


図4 FIRST鋼の変形抵抗曲線

表1 FIRST鋼の成分例 (wt%)

	C	Si	Mn	P	S	Cr	B	Ti, N
8T	0.23	0.20	1.10	0.015	0.015	0.30	添加	調整
10T	0.23	0.05	0.50	0.010	0.005	増量	添加	調整

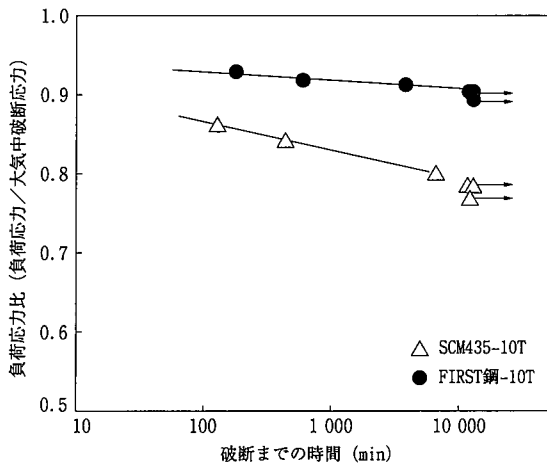


図5 FIRST鋼の遅れ破壊特性

は、Ti, Nの添加量とバランスを十分考慮する必要がある。上記バランスを考慮したFIRST鋼の変形抵抗曲線を図4に示す。FIRST鋼の冷間鍛造性はSCM435の球状化焼鈍材と同等程度である。

2.4 FIRST鋼の遅れ破壊特性

FIRST鋼を10Tクラス(引張強さ1 000~1 200MPa)に適用した例を表1に示す。粒界強化のためP, Sの低減、焼戻し軟化抵抗向上

のためCrの増量、及び冷間鍛造性の確保のためSi, Mnの低減を図っている。FIRST鋼の遅れ破壊特性を図5に示す。遅れ破壊試験は締結したボルトに外部環境から水素が侵入する状態を考え、切り欠き付きの試験片に電解水素チャージを行いながら定荷重を荷重する方法を用いた。FIRST鋼はSCM435よりも良好な遅れ破壊特性を有している。

以上述べたように、FIRST鋼は8Tクラスのみならず10Tクラスにも適用が拡大しており、その大きな経済効果から今後も適用が拡大していくものと考えられる。

3. 軟質冷間鍛造用鋼“スーパーマイルド鋼”

ボルト以外の肌焼き部品等の冷間鍛造部品についても、冷間鍛造前の焼鈍省略の要求が強い。例えば、肌焼き部品にはJIS SCM 420等の合金鋼が用いられるが、通常の圧延材組織はベイナイトが混入した組織であり極めて硬く、圧延のままでは冷間鍛造は言うまでもなく切断すら困難な場合が多い。そのため、加工前に簡易焼鈍が行われている。これに対して新日本製鐵では、先に、TMCP(Thermo Mechanical Control Process)技術を棒鋼線材圧延工程へ適用することにより、圧延のままのベイナイトの混入を防止した軟質鋼“マイルドアロイ”を開発し^{2,3)}、既に実用化している。しかしながら、既存成分系の範囲内では軟質化のレベルに限界があり、簡易焼鈍は省略できても、球状化焼鈍を省略するのは難しいのが現状である。このような背景のもとで、一層の軟質化の要求に応えるべく開発した軟質冷間鍛造用鋼“スーパーマイルド鋼”について述べる。

3.1 冷間鍛造用鋼の軟質化の基本技術

圧延のままのベイナイトの生成を抑制し、フェライト-パーライト組織とするところまでの技術は、上記のように既に確立されている。フェライト-パーライト組織において、さらに軟質化を図るためには、フェライト分率を増加させることがポイントである。そのためには、ボルト用鋼と同様にボロン鋼化が有効である。

図6は、熱間加工シミュレーターを用いて、フェライト生成挙動に及ぼすボロン添加の影響、加工温度の影響を調べたものである。ベースは0.4C-Cr鋼であり、また、冷却速度は0.5℃/sである。ボロン添加鋼を低温加工することにより、フェライト分率は向上する。低温加工により、フェライト粒径が微細になるにもかかわらず、フェライト分率の増加の効果が上回り、ボロン添加鋼を低温加工することにより軟質化する。

図7は加工後の冷却過程で途中焼入れし、フェライトの生成挙動

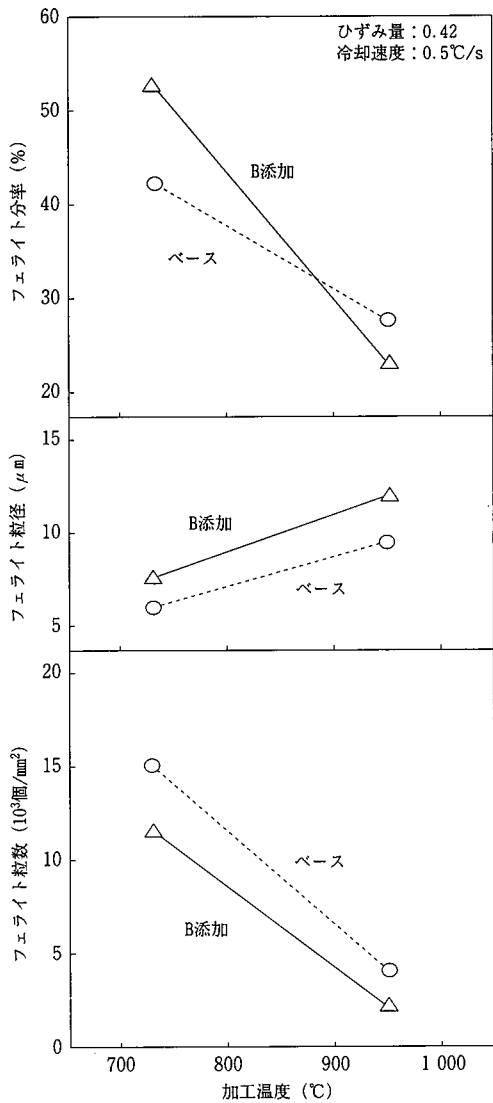


図6 フェライトの生成挙動に及ぼす加工温度、B添加の影響

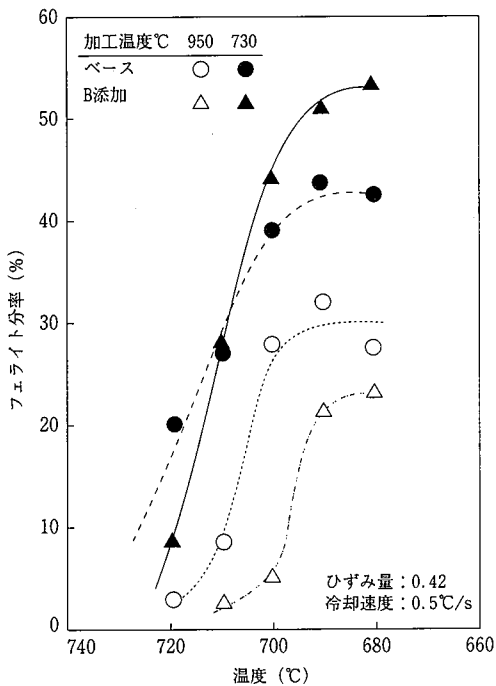


図7 冷却過程でのフェライト変態分率に及ぼす加工温度、B添加の影響

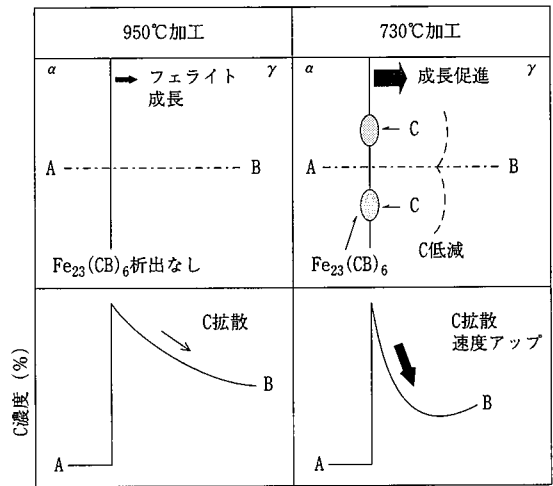


図8 B添加+低温加工によるフェライト変態促進機構(模式図)

を調べた結果である。低温加工によりフェライトの成長は促進され、ボロン添加によってその挙動は特に顕著になる。ボロン添加によって、フェライトの生成開始温度は加工温度に依存しないで低下するが、一方フェライトの成長速度は低温加工においてのみ顕著に増加し、冷却過程でフェライト分率の大小が逆転する。このようなボロン添加鋼の低温圧延時のフェライト変態促進機構を模式図的に図8に示す。ボロン添加鋼の低温加工材では、 α/γ 界面に $Fe_{23}(CB)_6$ の析出が認められる。フェライトの成長は、 α/γ 界面からオーステナイト側への炭素の拡散に律速されると考えられるが、ボロン添加鋼において上記のようにフェライトの成長が促進されるのは、 α/γ 界面に $Fe_{23}(CB)_6$ が析出し、過剰な炭素のシンクサイトとなることが原因と推定される⁴⁾。

以上から、“ボロン添加+低温圧延”は、フェライト分率の向上によるフェライト-パーライト鋼の軟質化に有効である。さらに、ボロン添加は、(1)前節でも述べた通り、焼入れ性の確保に有効に寄与するとともに、(2)最終製品においては、最近筆者らが明らかにしているように、粒界強度を増加させ、疲労強度等の強度特性の向上に寄与する。上記の基礎検討をもとに、成分調整と棒鋼線材圧延時にTMCP技術を適用することにより、圧延のままでも球状化焼鈍の省略が可能なレベルまで軟質化を図ったスーパーマイルド鋼を開発した。以下、合金鋼“アロイ”と炭素鋼“SC”に分けその特性を述べる。

3.2 軟質合金鋼“スーパーマイルドアロイ”

JIS SCr420鋼に相当するスーパーマイルドアロイの冷間変形抵抗を図9に示す。スーパーマイルドアロイは、制御圧延、制御冷却により製造した。圧延のままのスーパーマイルドアロイの変形抵抗は、SCr420の球状化焼鈍(SA)材と同等以下である。また、スーパーマイルドアロイは成分を軟質な組成に最適化しており、その効果はSA後も引き継がれる。同じSA材と比較すると、スーパーマイルドアロイの変形抵抗は約10%低下する。そのため、冷間鍛造部品の製造工程によっては、冷間鍛造前のSAは実施し、中間焼鈍を省略することも可能である。

次に図10に浸炭焼入れ後の硬さ分布を示す。浸炭条件は940°C×4時間である。スーパーマイルドアロイの焼入れ性はSCr420と同等に調整しているため、硬さ分布は両者で同等である。曲げ疲労強度も同等の特性が得られている。なお、ボロン鋼では浸炭加熱時の粗大粒の発生が従来から問題とされてきたが、スーパーマイルド鋼

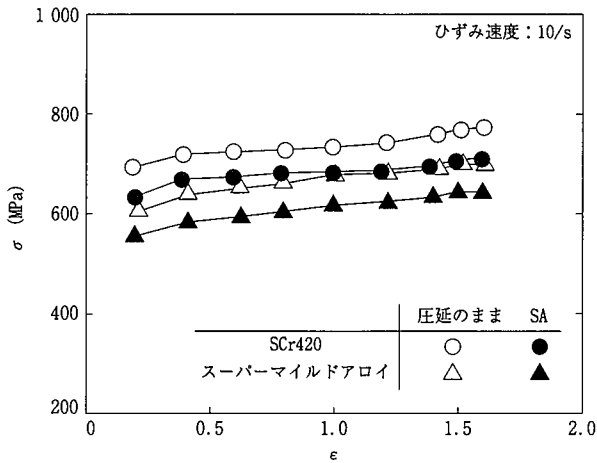


図9 SCr420系スーパーマイルドアロイの冷間変形抵抗σ

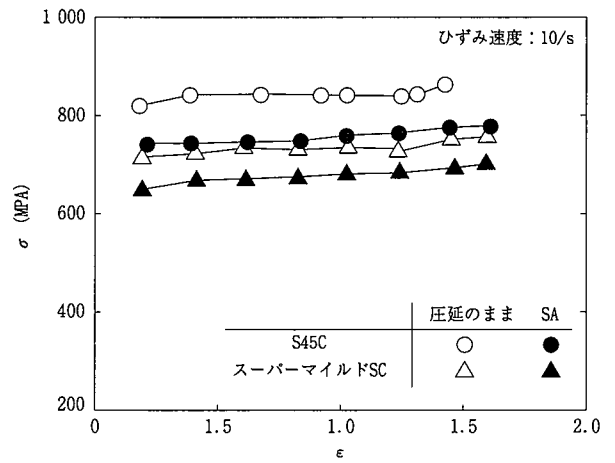


図11 S45C系スーパーマイルドSCの冷間変形抵抗σ

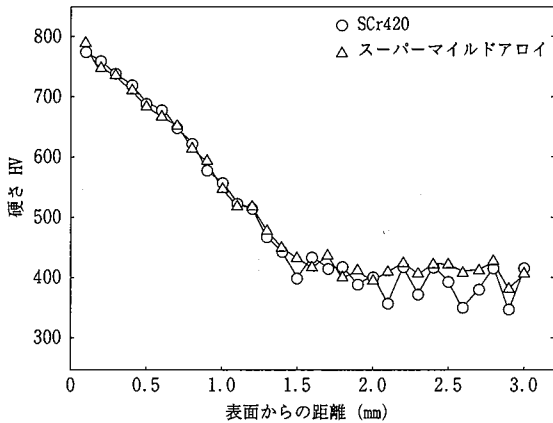


図10 SCr420系スーパーマイルドアロイの浸炭材の硬さ分布

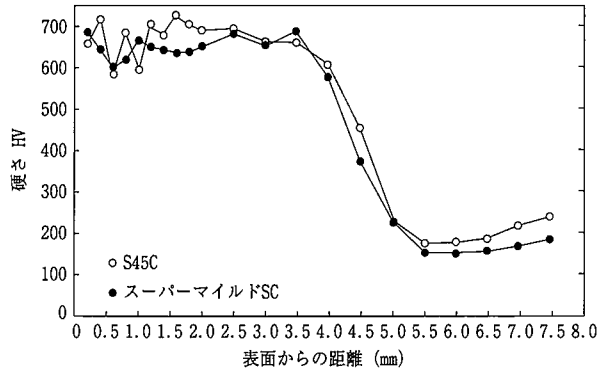


図12 S45C系スーパーマイルドSCの高周波焼入れ材の硬さ分布

では、前節のFIRST鋼で確立された粗大粒防止技術を適用しており、粗大粒が最も発生しやすい冷間鍛造のままでの浸炭工程においても粗大粒の発生を防止することができている。

3.3 軟質炭素鋼“スーパーマイルドSC”

スーパーマイルドSCは、JISの炭素鋼SC材に対応した軟質鋼のメニューの一つである。S45C鋼に相当するスーパーマイルドSCの冷間変形抵抗を図11に示す。スーパーマイルドアロイの場合と同様に、圧延のままのスーパーマイルドSCの変形抵抗は、S45CのSA材と同等以下であり、また、焼鈍後の硬さレベルも従来SC材と比較して低く、中間焼鈍の簡省略や、焼鈍後の加工性改善にも有効である。

図12に高周波焼入れ後の硬さ分布を示す。スーパーマイルドSCはS45Cと同等の硬さ分布が得られている。スーパーマイルドSCは、ニアネットシェイプ化、チップレス化に対しても有効な鋼材である。0.5%を超える高炭素鋼の機械部品の大部分は、現状では熱間鍛造工程で製造されているが、生産性の向上の観点から、熱間鍛造から冷間鍛造への切り替えが強く求められている。高炭素鋼は球状化焼鈍を行っても軟質化が不十分であり、これまで高炭素鋼の冷間鍛造は困難とされてきた。これに対して、スーパーマイルドSCを適用することにより冷間鍛造化への切り替えが期待できる。

4. 高強度ベイナイト型非調質鋼

鋼の焼入れ、焼戻し(調質処理)は、鋼に優れた強度と延性を与える非常に優れた熱処理であり、機械部品の強靱化に適用されてき

た。一方、機械部品を製造する際、熱間鍛造後、調整冷却するだけで所望の強度を得る方法として、1970年代の欧州において熱間鍛造用非調質鋼(以下、非調質鋼)が開発された。初期の非調質鋼は、炭素鋼あるいはMn鋼に微量のVを添加した析出強化鋼であり、延性や靱性が低いのが欠点であった。これに対して、1980年代以降の日本において、組織微細化による非調質鋼の高靱性化が達成され、自動車用足周り部品へ非調質鋼が適用されるに至った⁵⁾。

高靱性型非調質鋼は、フェライト・パーライト型、ベイナイト型、マルテンサイト型に大別されるが、特にベイナイト型、マルテンサイト型が高い靱性を有する。マルテンサイト型は高合金となること、水冷時の焼入ひずみが発生しやすく、矯正が必要なこと等、コスト面でメリットを出しにくい難点がある。これに対して、ベイナイト型は、高強度化が容易であり、しかも焼入れの必要がない点の特徴である。ここでは、高強度部品向けに開発された中炭素ベイナイト型非調質鋼について述べる。

4.1 中炭素ベイナイト型非調質鋼の特徴

ベイナイト型非調質鋼は、工業的用途の面から表2のように分類することができる。すなわち、高周波焼入れによる硬化処理が不要な場合、低炭素-高合金とすることで、延性、衝撃値を高めることができ、また、比較的広い冷却速度域で均一なベイナイト組織が得られる。一方、焼入れ硬さを高める高周波焼入れが必要な場合、通常0.3%以上の炭素が必要である。0.3%以上の炭素を含有する場合、均一なベイナイト組織となる冷却速度域が狭い。そのため、フェライト、マルテンサイト、残留 γ が混在して、衝撃値、降伏強さが不安定になる傾向がある。特に、残留 γ が混在すると、引張変

形時にひずみ誘起マルテンサイト変態が起き、降伏比と延性が低下する⁶⁾。

ベイナイト鋼の成分設計の指針を表3に示す。残留 γ による材質低下は、鍛造加熱時の γ 組織を微細化する微量元素を添加することできなり防止することができる。加熱時の γ 組織を微細化することで、熱間鍛造後の残留 γ 組織の大きさも微細化するためである⁷⁾。そのような鋼の例をA鋼として表4に示す。また、1200℃加熱—放冷により熱間鍛造を再現した時の材質を表5に示す。A鋼の残留 γ はほぼ0%に近く、一方、比較B鋼は9%である。その結果、特に降伏比と伸び、絞りに大きな差が生じている。

残留 γ 、マルテンサイトが混在したベイナイト鋼の強靱化には、焼戻しが有効な手段である。焼戻しは熱処理コストがかかるものの、400℃以上の温度で短時間焼戻すだけで残留 γ はフェライトと炭化物に分解し、マルテンサイトは焼戻され、さらにフェライト中に固溶した炭素が析出するため、降伏強さと衝撃値が向上する。B鋼の400℃焼戻しによる材質向上の例を表5に合わせて示す。

4.2 ベイナイト型非調質鋼の強靱化の課題

非調質鋼の引張強さと衝撃値の関係を図13に示す。強靱化を図るためには、低炭素化しつつ、組織をベイナイト、マルテンサイトに制御することが有効である。熱間鍛造のままのベイナイト鋼、あるいは、熱間鍛造後の冷却中にセルフテンパーしたマルテンサイト鋼は、フェライト・パーライト鋼と同様に、基本的にフェライトのマトリックスに Fe_3C が分散した形態であるが、炭化物が少量かつ微

表2 高周波焼入れ性から分類したベイナイト非調質鋼

高周波焼入れ	必要炭素量	衝撃値	特徴
有り	$\geq 0.3\%$	通常	炭化物多量、低合金
無し	$\leq 0.3\%$	良好	炭化物少量、高合金

表3 ベイナイト鋼の成分設計指針

目標	成分設計
均一なベイナイト化	低炭素(+高合金)化と冷却条件の調整
引張強さの調整	炭素当量 C_{eq} の調整 $C_{eq}(\%) = (\%C) + 1/10(\%Si) + 2/11(\%Mn) + 1/5(\%Cr) + 1/3(\%V)$
降伏強さ(降伏比)向上	微量元素添加による残留 γ の微細分散及び低減
衝撃値	炭化物と介在物の低減。低温変態によるベイナイトラス構造の微細化 微量元素の添加による旧 γ 組織微細化

表4 中炭素ベイナイト非調質鋼の成分(wt%)

鋼	C	Si	Mn	Cr	その他
A鋼	0.36	0.25	2.0	0.32	V, Tiなどの微量元素添加
B鋼(比較鋼)	0.32	0.48	2.0	0.23	V微量添加

表5 中炭素ベイナイト非調質加熱—放冷後の材質

鋼	降伏強さ (MPa)	引張強さ (MPa)	降伏強さ/引張強さ	伸び (%)	絞り (%)	$U_{E_{20}}$ (J/cm ²)	残留 γ (%)
A鋼	750	1 071	0.70	19.3	42.7	53	1
B鋼(比較鋼)	608	1 078	0.56	15.3	20.6	36	9
B鋼(焼戻し後)	760	999	0.76	13.5	44.1	42	6

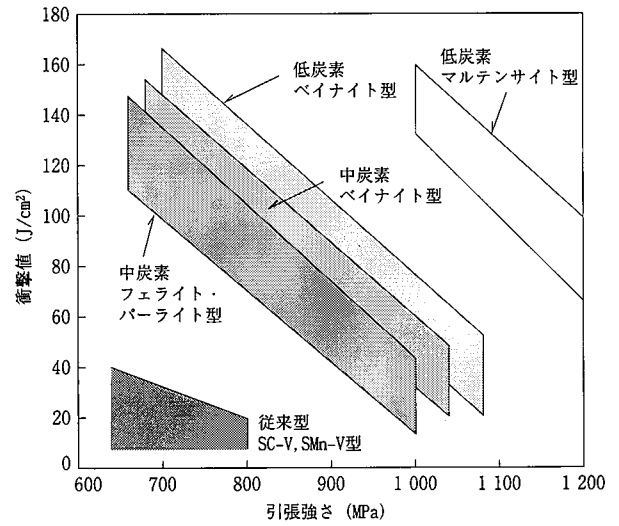


図13 熱間鍛造用非調質鋼の引張強さと衝撃値

細となっているため、延性、衝撃値が向上する。

しかし、高周波焼入れ用途も含めた汎用性ある強靱鋼を目指す場合、中炭素化が必須であるので、中炭素成分のまま炭化物を微細分散する方法が求められる。また、鋼の成分調整による組織制御だけでなく、鍛造後冷却工程の制御によって組織を微細化することも今後の検討課題となると考えられる。

さらに、強靱化に際しては被削性低下の問題がある。切削に供される非調質部品の中には、ピッカース硬さ320(引張強さ約1 000 MPa)近辺のものがあるが、これが多量生産時の切削能率、コストを維持できる最高硬さではないかと推定される。これ以上の高強度化のためには、硫黄など多量の快削元素の添加が必要となるが、機械的性質の異方性増大や鍛造性低下の解決が課題となる。快削元素のうち、鉛は機械的性質への影響は小さいとされるが、地球環境保護のため添加を見直す動きがあり、これも、多量に添加することはできない。つまり、非調質鋼においても、高強度化と加工性の両立が重要な課題である。

5. 結言

機械部品の製造工程におけるコスト削減、省エネルギーを実現するため、部品の製造工程の簡略化への取り組み状況を述べた。熱処理省略、チップレス化のニーズは強く、鋼材に対する要求は、年々高度化してきている。鋼素材の製造から最終部品の製造までの一貫した工程の中で、鋼材の特性を最大限に引き出すことにより工程の簡略化を図っていくことが、今後益々重要になってくると考えられる。

参考文献

- 1) GLADMAN, T.: Proc. Roy. Soc. A. 1966, p.294, 298
- 2) 内藤賢一郎, 森俊道, 奥野嘉雄, 八塚隆, 海老原達郎: CAMP-ISIJ. 2, 1752(1989)
- 3) 岡敏博, 熊野兼一, 中村邦夫, 梨本勝宣, 松本次男, 馬場誠, 佐坂晋二: 新日鉄技報, (343), 63(1992)
- 4) 樽井敏三, 田代均, 佐藤洋, 高橋稔彦: CAMP-ISIJ. 2, 1760(1989)
- 5) 高田啓督ほか: 鍛造用非調質鋼の現状と将来動向, 新日鉄技報, (354), 6-10(1994)
- 6) Takada, H. et al.: Strengthening and Toughening of Microalloyed Bainite Forging Steel. Fundamentals and Applications of Microalloyed Forging Steels. TMS, 1996, p.143-157
- 7) 日本特許公開公報 特開平8-319536