
加工熱処理による軟化焼なまし省略高炭素C r 軸受鋼の開発

Development of Thermomechanically Controlled-Processed High Carbon Chromium Steel for Ball Bearing without Annealing

田畑 緯久(Nobuhisa Tabata) 中野 昭三郎(Shozaburo Nakano) 中川 康弘(Yasuhiro Nakagawa) 山本 義治(Yoshiji Yamamoto) 三浦 隆義(Takayoshi Miura) 山中 栄輔(Eisuke Yamanaka)

要旨：

高炭素C r 軸受鋼は熱間圧延のままでは硬化が著しい。そこでその後の剪断、鋸断などの加工に先立ち、加工可能な硬さまで軟化させるための軟化焼きなましが付与される。一般に700～800℃で長時間加熱保持後徐冷の処理が適用されるが、熱処理コスト、工期がかかる難点がある。そこで、加工熱処理（TMCP）技術による軟化焼きなまし省略法について検討した。その結果、低温加熱低温仕上はパーライト変態と初析セメンタイト板の微細分散化を助長し、軟化の促進と延性の向上に効果が大い。さらに球状化焼きなまし処理時間の短縮にも有効であることがわかった。この知見を基に実機圧延を実施したところ、圧延のままで冷間の切断可能な高延性をもつ大径高炭素C r 軸受鋼棒鋼が得られた。

Synopsis：

High carbon chromium steels such as JIS SUJ2 for ball bearings have very high hardness under conventional hot-rolled conditions. Thus, these steels need soft-annealing treatments before undergoing cold forming such as saw cutting and cold shearing. However, these heat treatments, which need reheating at 700-800℃ for several hours followed by slow cooling, incur high cost and produce low quality. Therefore, techniques for producing large diameter steel bars without soft-annealing process have been studied in the laboratory scale by applying the thermo-mechanical control process (TMCP). Low-temperature reheating and low-temperature rolling have accelerated transformation of austenite into pearlite, refined cementite plates and improved mechanical properties of as-rolled and/or spheroidized steels.

(c)JFE Steel Corporation, 2003

加工熱処理による軟化焼なまし省略高炭素 Cr 軸受鋼の開発*

川崎製鉄技報
23 (1991) 2, 98-104

Development of Thermomechanically Controlled-Processed High Carbon Chromium Steel for Ball Bearing without Annealing



田畑 緯久
Nobuhisa Tabata
鉄鋼研究所 鋼材研究
部強度・接合研究室
主任研究員(課長)



中野 昭三郎
Shozaburo Nakano
エンジニアリング事業
部 鋼構造研究所 建設
エンジニアリング研究
室 室長(部長)



中川 康弘
Yasuhiro Nakagawa
水島製鉄所 企画部技
術総括室 主査(課補
長)



山本 義治
Yoshiji Yamamoto
水島製鉄所 管理部条
鋼管理室 主査(課長)



三浦 隆義
Takayoshi Miura
水島製鉄所 条鋼圧延
部条鋼技術室 主査(課
長補)



山中 栄輔
Eisuke Yamanaka
水島製鉄所 条鋼圧延
部長

要旨

高炭素 Cr 軸受鋼は熱間圧延のままでは硬化が著しい。そこでその後の剪断、鋸断などの加工に先立ち、加工可能な硬さまで軟化させるための軟化焼なましが付与される。一般に 700~800°C で長時間加熱保持後徐冷の処理が適用されるが、熱処理コスト、工期がかかる難点がある。そこで、加工熱処理 (TMCP) 技術による軟化焼なまし省略法について検討した。その結果、低温加熱低温仕上はパーライト変態と初析セメンタイト板の微細分散化を助長し、軟化の促進と延性の向上に効果が大い。さらに球状化焼なまし処理時間の短縮にも有効であることがわかった。この知見を基に実機圧延を実施したところ、圧延のままで冷間切断可能な高延性をもつ大径高炭素 Cr 軸受鋼棒鋼が得られた。

Synopsis:

High carbon chromium steels such as JIS SUJ2 for ball bearings have very high hardness under conventional hot-rolled conditions. Thus, these steels need soft-annealing treatments before undergoing cold forming such as saw cutting and cold shearing. However, these heat treatments, which need reheating at 700~800°C for several hours followed by slow cooling, incur high cost and produce low quality. Therefore, techniques for producing large diameter steel bars without soft-annealing process have been studied in the laboratory scale by applying the thermo-mechanical control process (TMCP).

Low-temperature reheating and low-temperature rolling have accelerated transformation of austenite into pearlite, refined cementite plates and improved mechanical properties of as-rolled and/or spheroidized steels.

1 結 言

JIS 規格 SUJ2 で代表される高炭素 Cr 軸受鋼はベアリングなどの軸受部品用素材として広く用いられている。特に近年、自動車、建設機械、電機等の産業の拡大に伴いその需要量も急速に増大傾向にある¹⁾。品質面においても、高速化、高負荷容量化、小型化、高温化などの要求性能は日増しに厳しくなっている²⁾。これに対して鋼材メーカーでは、最新の製鋼技術を駆使し、不純物元素の低減による高纯净化と鍛造から圧延にわたる厳しい品質管理により、清浄で安定した材質の鋼材を供給している³⁾。また、軸受加工メーカーでの加工および製造技術の高精密化とあいまって、その転動寿命も飛躍的に向上している⁴⁾。

軸受鋼は、鋼材としてきわめて優れた特性をもつベアリングなどの部品に加工する二次加工工程の段階では、軸受鋼の本来もつ硬質で強靱という特徴が逆に生産性向上の大きな障害となっている。すなわち、軸受鋼はその組成に由来して通常の製造法である熱間圧延のままでは硬さが著しく高い。その結果、いわゆる素材取りの加工は工具寿命や生産性の点から困難である。したがって、通常の場合、鋸断、剪断などの冷間加工に先立ち、通常、硬さを低下させるための軟化焼なましが付与される。これは、一般に 700~800°C で長時間加熱保持後徐冷の処理が適用されるために、脱炭やスケールロスが大きく、そのうえ熱処理コスト、工期が著しくかかるなどの難点をもつので、製造コスト低減に対する大きな着目点にもなっている。

そこで、熱間圧延のままで鋸断や剪断などの冷間加工が可能な高炭素 Cr 軸受鋼が開発できれば、二次加工業者にとっては熱処理コ

* 平成 3 年 1 月 17 日原稿受付

ストの低減のみならず、生産工程の短縮化に大きな利点が生まれる。

熱間圧延のままで伸線や冷間鍛造などの加工が可能な鋼材については、SCM435 などの合金鋼において検討開発されているが⁹⁾、高炭素 Cr 軸受鋼についてはほとんど報告がされていない。そこで本研究では、造船用厚鋼板などの分野で広く実施されている加工熱処理技術 (TMCP)⁶⁻⁸⁾ を高炭素 Cr 軸受鋼に適用することによる軟化焼なまし省略 (直接軟化) の可能性について、オーステナイト (γ) 再結晶、パーライト変態、セメンタイト析出現象などの観点から室内実験により検討した^{9,10)}。

2 高炭素 Cr 軸受鋼の軟化焼なまし省略化の基本方針

高炭素 Cr 軸受鋼は通常の場合、熱間圧延のままで、初析セメンタイトとパーライト組織からなる硬質組織を示す。したがって、この組織を軟化させるには、層状パーライトを構成するセメンタイトおよびフェライトの析出形態の制御およびパーライト組織の結晶粒径を制御することが基本的方法と考えられる。

パーライト組織の強度は、一般に、パーライト粒の大きさとパーライトのラメラ間隔およびフェライト地の強度に主に依存しており¹¹⁾、特にラメラ間隔に支配される。したがって、強度を低下させるためには、熱間圧延されたオーステナイト相がパーライト変態を起こす段階でラメラ間隔を極力大きくすることである。このためには、次の方法が考えられる。

- (1) 加工熱処理により γ 粒を微細化させることによりパーライト変態核を多く形成させ、変態が極力高温、短時間で開始するようにする。
- (2) ラメラ間隔が十分大きくなるように、変態温度を極力高温に保持するために冷却速度および変態速度を十分遅くする。

これらの方法により、原理的には材料の硬さを低下させることが可能と考えられる。しかしながら、二次加工工程における冷間剪断や鋸断などの加工性が向上しても、三次加工工程以降で最終製品に要求される焼入れ深さ、焼入れ硬さ、転動疲労寿命などの品質を損なうようでは全く意味がない。

したがって、最終製品の品質を損なうことなく二次加工段階での冷間加工性を高めることが要求される。そこで、直接軟化に必要な熱間圧延後の冷却速度の決定、熱間加工の γ 粒再結晶およびパーライト変態促進への寄与、実機化を想定して多パス圧延したときの圧延条件の機械的性質およびマイクロ組織への影響につき、変態挙動の調査、圧延などの室内実験を行い、検討した。

3 実験方法

3.1 供試鋼

Table 1 に供試材の化学組成を示す。本鋼は転炉および連続鋳造にて製造されたブルームより 110 mm ϕ の棒鋼に熱間圧延された商用鋼で、JIS 規格高炭素鋼 Cr 軸受鋼 SUJ2 である。

Table 1 Chemical composition of steel used (wt.%)

Grade	C	Si	Mn	P	S	Cr
SUJ2	0.98	0.25	0.40	0.017	0.007	1.34

3.2 軟化焼なまし省略に必要な加熱・冷却条件

直接軟化に必要な熱間圧延後の冷却速度の決定と処理時間の最短化を目的として、加熱温度と冷却速度および徐冷開始温度を変化させる実験を行った。全自動変態点測定装置 (Formastor F) を用いて 5 mm ϕ × 8 mm L の試験片を Fig. 1 に示す条件にて熱処理を行った。

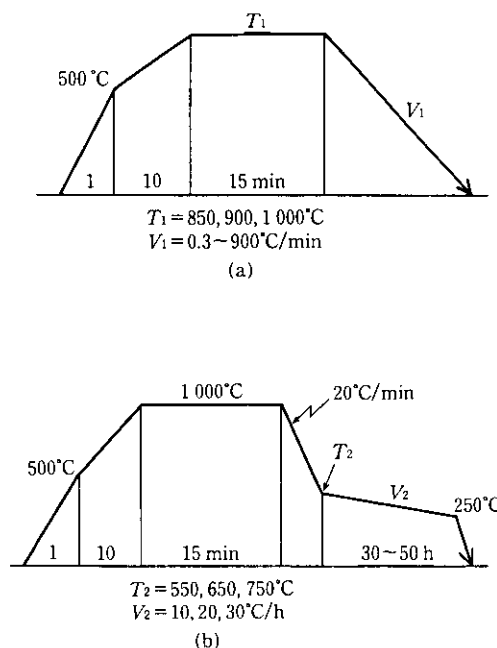


Fig. 1 Pattern of heat treatment

3.3 γ 粒再結晶および初析セメンタイト析出に及ぼす熱間加工の影響

熱間加工の γ 粒再結晶微細化およびパーライト変態促進への寄与を評価する目的で、加熱温度と加工温度および加工度を変化させ γ 粒再結晶および初析セメンタイト析出挙動に及ぼす影響を調べた。すなわち、全自動変態点測定装置を用いて、Fig. 2 に示す条件で、8 ϕ × 12 mm L の試験片を熱間圧延の代表的な平均歪速度 0.18/s で加工および冷却を行った。

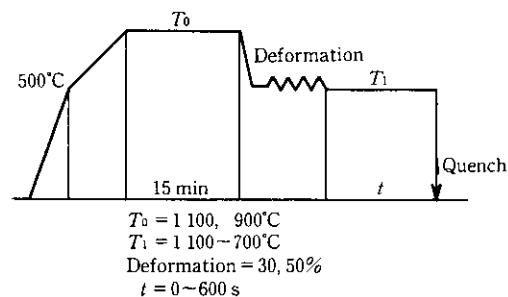


Fig. 2 Deformation and heat treatment condition

3.4 小型圧延機による加工熱処理の機械的性質への影響

実験化を想定して、多パス圧延したときの加工熱処理の各種機械的性質およびマイクロ組織への影響を調査する目的で、加熱・圧延条件を変化させた圧延実験を行った。すなわち、板厚 70 mm、板幅 50 mm、長さ 200 mm の実験圧延用スラブを 1250 および 950°C に

加熱後、種々の圧延温度において 25.5%/パスの圧下率で 6 パスにて板厚 12 mm とし、その後水冷、空冷およびセラミックスファイバー製断熱材による保温冷却により冷却した。これらの冷却速度は水冷および空冷ではそれぞれ約 50°C/s および約 0.6°C/s、徐冷では約 0.06°C/s であった。

圧延温度の制御はスラブ側面中央に取り付けたアルメル・クロメル熱電対にて测温することにより行った。

熱処理後および圧延後の試料についてマイクロ組織、初析セメンタイト、 γ 粒観察、硬さ測定および引張試験を行った。また、球状化焼なまし後についても同様に機械的性質およびマイクロ組織を調査した。

4 実験結果

4.1 軟化焼なまし省略に必要な加熱・冷却条件

Fig. 3 に Fig. 1(a) で定義した加熱温度と冷却速度の硬さに及ぼす影響を示し、Fig. 4 に Fig. 1(b) での冷却開始温度と徐冷速度の硬さに及ぼす影響を示す。Photo 1 に Fig. 4 に対応するマイクロ組織を示す。Fig. 3 と 4 より、次のことがわかる。

- (1) 硬さは 850~1 000°C、550~750°C のいずれかについても冷却速度が小さくなるにともない下がる。この場合、硬さは冷却速度の対数と良好な直線関係をもつ。
- (2) 冷間切断が問題なく可能とされるビッカース硬さ $HV \leq 270$ またはブリネル硬さ $HB \leq 102$ を得るための臨界冷却速度は、

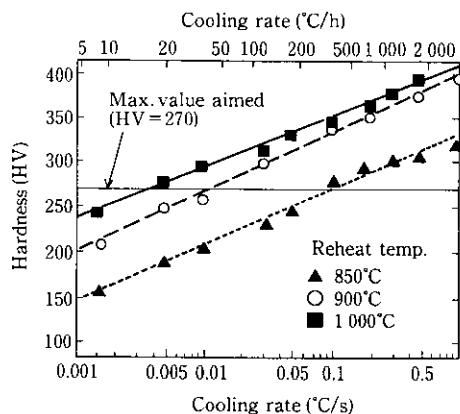


Fig. 3 Effects of heating temperature and cooling rate on hardness

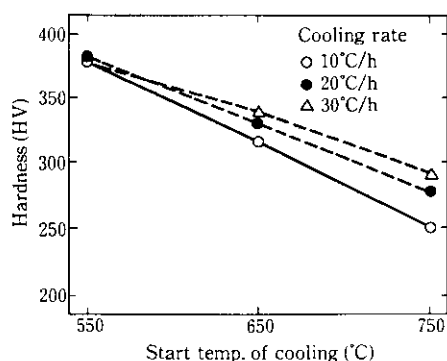


Fig. 4 Effects of starting temperature and cooling rate of slow cooling on hardness

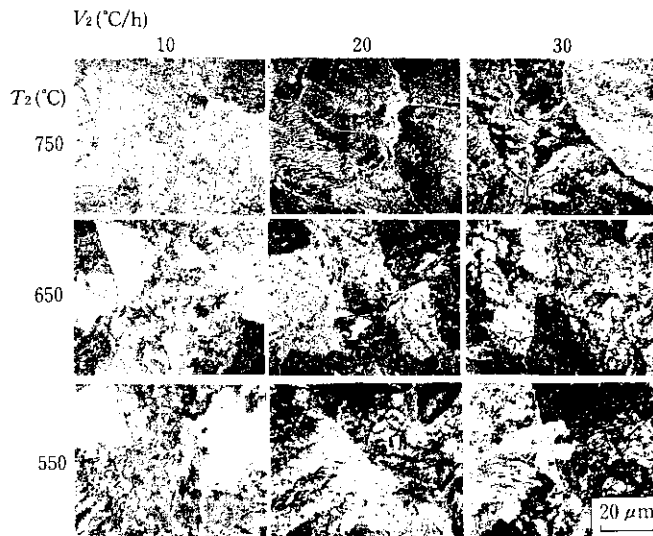


Photo 1 Effects of cooling rate and starting temperature of slow-cooling (see Fig. 1(b)) on microstructures and cementite networks

1 000°C 加熱では 0.005°C/s 以下、850°C 加熱では 0.1°C/s 以下となる。 γ 化温度が低いほど所要冷却速度は大きく、軟化しやすいといえる。

- (3) 冷却開始温度の影響については、パーライト変態点 730°C 以上である、800°C および 750°C から徐冷した場合では十分低いレベルの硬さが得られるのに対し、パーライト変態点以下の 650°C および 550°C では徐冷速度を低下させても軟化効果は少ない。
- (4) 初析セメンタイトの析出に関しては、冷却開始温度がパーライト変態点以上である 750°C では板状の厚い析出物が観察される。特に徐冷速度が小さくなるほど初析セメンタイトの成長が顕著であった。一方、パーライト変態点以下の 650 および 550°C では析出は比較的少ない。このことは、セメンタイト変態温度域の冷却速度を低下させるほど、初析セメンタイトの析出が顕著になることを示すものである。

以上のごとく、低温加熱、高温仕上および徐冷により硬さの点については軟化が達成できるが、一方、初析セメンタイトの析出が顕著となり、延性や球状化焼なまし処理後の球状炭化物の形状悪化により品質が劣化する危険がある。

4.2 γ 粒再結晶および初析セメンタイト析出に及ぼす熱間加工の影響

Photo 2 に、Fig. 2 で示した熱処理条件で処理した場合の γ 粒の再結晶挙動と初析セメンタイトの析出形態の一例を示す。また、Fig. 5 は Fig. 2 の条件のうち加工後保持することなく 0.1°C/s で冷却した場合の硬さと加工温度との関係を示す。

- (1) 1 100°C 加熱・1 000°C 加工材では加工後直ちに γ 粒は再結晶を起こしており、1 000°C は再結晶容易 γ 域である。一方、1 100°C 加熱・800°C 加工材の γ 粒は加工方向に伸長され、その内部には変形帯または焼なまし双晶¹²⁾と考えられている帯状の組織が観察される。さらに、この γ 粒界にはきわめて微細な再結晶 γ 粒の発生が多数認められ、この温度域が未再結晶～部分的再結晶 γ 域であることがわかる。
- (2) 初析セメンタイトは、800°C 加工 0 秒保持材ではほとんど析出が進行していないのに対し、800°C 加工 600 秒保持材では伸

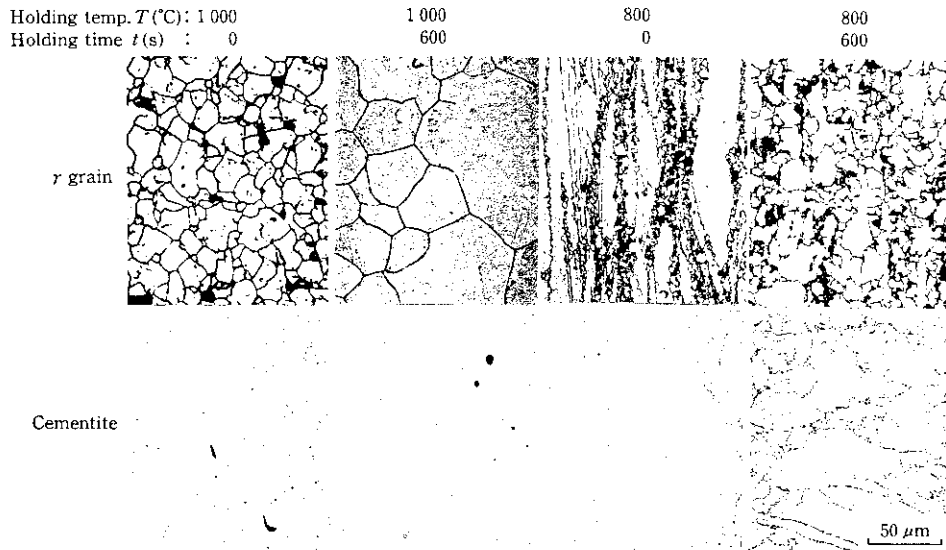


Photo 2 Effects of holding temperature and time after 50% reduction of samples reheated at 1100°C of γ grain recrystallization and cementite precipitation (see Fig. 2) (γ grain, saturated picral etch; cementite, NaOH-picric acid etch)

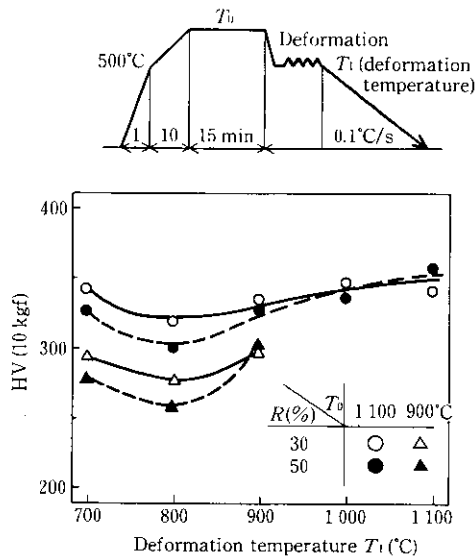


Fig. 5 Effects of deformation temperature on hardness of specimen cooled by 0.1°C/s after hot-deformation

長した γ 粒界および変形帯などに沿った形態で観察される。しかし、この時点ではその同一位置での γ 粒は再結晶を終了している。すなわち、 γ 粒再結晶とセメンタイト析出は必ずしも同時に進行しない。

- (3) 冷却後の硬さは加熱温度に依存せず 800°C 加工材が最も低くなり、700°C の低温加工では硬さは逆に上昇する。また、加工度については 50% の大加工の方が軟化には効果大きい。以上の結果より、低温圧延は直接軟化を促進する点で有効であることが示唆される。

4.3 多パス圧延による軟化レベルと機械的性質

Photo 3 に 3.4 で述べた条件にて小型圧延機を用いて圧延した後、空冷、徐冷および水冷したときのマイクロ組織を示す。Fig. 6 に

硬さおよび断面収縮率と圧延条件との関係を示す。

- (1) 低温加熱低温仕上材 (LLR) は、高温加熱高温圧延材 (HHR) および低温圧延材 (HLR) と比べて硬さは著しく低下し、そのうえ断面収縮率は向上する。この効果は圧延後空冷材で著しい。
- (2) ミクロ組織は空冷材、徐冷材ともにパーライト初析セメンタイトである。空冷材において高温加熱高温圧延材のパーライトのラメラ間隔は最も小さく、また初析セメンタイトは板状に厚く発達している。これに対して、低温加熱低温仕上空冷材はパーライト粒径が小さく、ラメラ間隔は大きい。そして初析セメンタイトは点状に分布しているものが多く観察される。水冷材のミクロ組織が示すように加工熱処理が厳しくなるにしたがって初析セメンタイトの析出量が増加しており、低温圧延はセメンタイトの析出を促進することを示すものである。特に低温加熱・低温圧延材のミクロ組織は、高温加熱・高温圧延材および高温加熱・低温圧延材と比較して著しく微細化されると

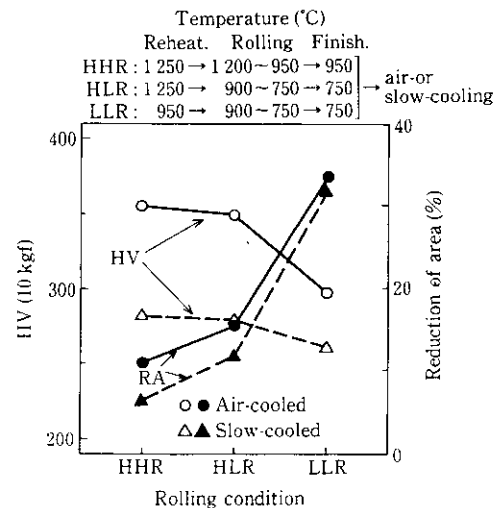


Fig. 6 Effects of rolling conditions on hardness and reduction of area

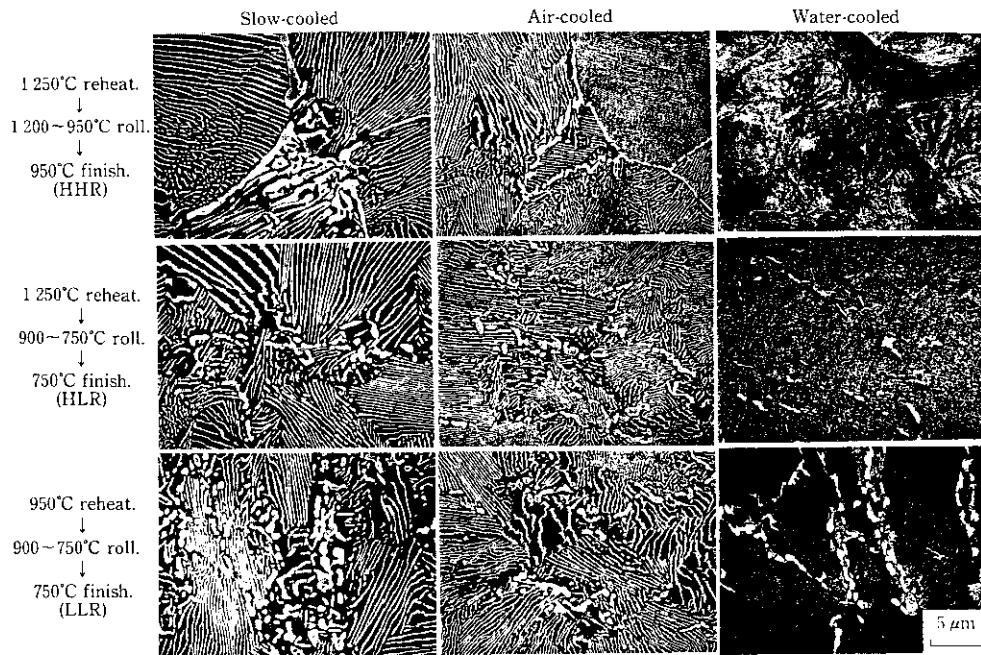


Photo 3 Observation of as-rolled microstructure by scanning electron microanalyzer

もに、板状セメンタイトの析出が減少していることが認められる。この傾向は徐冷材において特に顕著である。

以上の結果より、低温加熱と低温圧延の両者の組み合わせは、直接軟化を促進するとともに初析セメンタイトの板状析出を防止し、機械的性質特に延性の向上にきわめて有効であることがわかる。

5 考 察

5.1 γ 粒再結晶および初析セメンタイト析出に及ぼす熱間加工の寄与

実験結果が示すように熱間圧延のままで高炭素 Cr 軸受鋼の直接軟化を達成するためには、加熱温度、 γ 粒の再結晶挙動、初析セメンタイト析出形態および冷却速度などを適正に制御することが必要である。そこで γ 粒再結晶および初析セメンタイト析出挙動に及ぼす熱間加工の寄与につき検討を行った。Fig. 7(a)~(d) は、4.2 で示した各条件のうち 1100°C および 900°C 加熱 30% 加工の場合について、 γ 粒再結晶および初析セメンタイト析出の状況をまとめた一例である。これらの図より次のことがわかる。

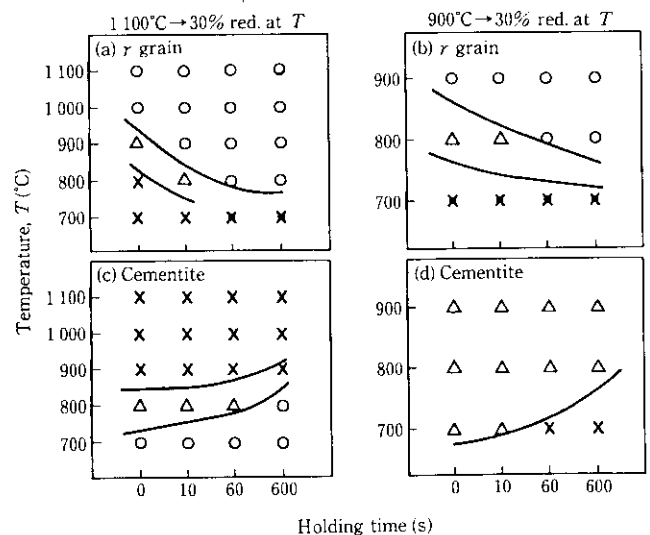
- (1) 1100°C 加熱では 900°C 加工で再結晶が進行しないのに対し、900°C 加熱では、900°C でも加工直後に再結晶が進む、すなわち、加工前粒径が微細であるほど再結晶は容易である。900°C 以下では、未再結晶域となり、加工温度と、加工率により再結晶開始時期は異なる。

ただし、加工温度 700°C は、不安定オーステナイト域であり、細粒化されるほど短時間で変態は完了する。

- (2) 初析セメンタイトの析出について見れば、1100°C 加熱では 800°C 以下で、900°C 加熱では 900°C 以下で起こる。析出は γ 粒が微細であるほど短時間で進行する。1100°C 加熱 800°C 保持材の結果が示すように、 γ 粒再結晶開始および終了時間と初析セメンタイト開始時間は一致しない。なお、図は示していないが、高加工率の方が γ 粒の再結晶およびセメンタイト析出は短時間で進行することが観察される。

以上のように、高炭素 Cr 軸受鋼の熱間圧延後の γ 粒再結晶は厚

	Recrystallization of γ grain	Precipitation of cementite
○	complete	complete
△	partial	partial
×	non	non
×	(pearlite transf.)	

Fig. 7 Effects of deformation temperature and holding time on recrystallization of γ grain and precipitation of proeutectoid cementite

鋼板で多用されている Nb 鋼の再結晶挙動ときわめて類似している。Nb 鋼の再結晶遅延は主に Nb 炭窒化物の析出および固溶 Nb 原子の存在と密接な関係があるとされている^{6,13)}。これに対して、高炭素 Cr 軸受鋼の場合の再結晶遅延は、炭化物を形成しやすい Cr 炭化物の存在と C および Cr の固溶元素による γ 粒界の固着効果などの因子が考えられるが、特に機械構造用合金鋼 SCM 435, SCr 420 などにおける γ 粒再結晶遅延との類似性より Cr 固溶元素による γ 粒界の固着^{5,14)} が主因と考えられる。このことは、初析セメンタイトの析出が γ 粒の再結晶遅延に寄与を及ぼしていないと

の実験結果からも解釈することができる。

また $\gamma \rightarrow$ パーライト変態に関しては、Nb 鋼の $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態と類似の機構で進行しているものと考えられる。すなわち、Nb 鋼では、未再結晶域圧延によりフェライト (α) の核生成は、(1) γ 粒の偏平化による γ 粒界面積の増大、(2) 粒界における α 核生成速度の増加、(3) 焼なまし双晶、変形帯などでの核生成などにより増大するとされている。そして、この結果 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態が促進されると考えられている¹⁵⁾。高炭素 Cr 軸受鋼においても、 α に替わってセメンタイトの析出という形で同様のことが進行しているものと理解できる。

さらに、低温加熱・低温仕上の軟化促進効果の要因のうち見逃さない因子として、低温加熱に伴う未固溶炭化物の存在が挙げられる。本鋼の炭化物の完全固溶下限温度は 1000°C 程度である。実際、低温加熱後急冷した試験片を観察したところ 1 μm 以下の多数の未固溶炭化物が認められた。この炭化物の存在は加熱時の γ 粒の粗大化抑制¹⁶⁾および γ 安定度の低下効果によりパーライト変態を促進することが期待できる。

したがって、低温加熱により、加工前の γ 粒が細粒である段階から出発し未再結晶温度域での低温圧延を利用することにより、初析セメンタイトの分散状態を制御することが可能と考えられる。すなわち、伸長された γ 粒界に初析セメンタイトを析出させその後再結晶微細化を進行させることにより、変態の促進と初析セメンタイトの均一分散化を図り優れた機械的性質を付与できる可能性がある。

5.2 初析セメンタイト析出形態の加工性に及ぼす影響

高温加熱高温圧延後徐冷することによって、硬さの点については直接軟化は達成できることを実験の項で述べた。しかし、初析セメンタイトの板状析出が顕著となり加工性への悪影響が生じることが予想される。この悪影響の程度は Fig. 5 の引張り試験における断面収縮率測定結果が示すように、高温加熱高温圧延材 (HHR) では 10% 前後と著しく低い。これに対して低温圧延材 (HLR) ではそのレベルが向上し、さらに低温加熱低温仕上材 (LLR) では 30% 程度まで向上している。したがって、通常の熱間圧延後徐冷することにより硬さの点のみでは直接軟化は達成できるものの、二次加工工程以降の品質を著しく劣化させる可能性が強く、実用上好ましくない。

これに対して、初析セメンタイトの析出形態を板状から点状に分散化できる低温圧延はこの欠点を解消できる可能性がある。この向上はマイクロ組織の微細化の寄与とともにセメンタイトの微細分散効果もかなり大きく寄与しているものと考えられる。したがって、加工性の向上が強く要求される場合には低温圧延が必要であり有効であろう。

5.3 加工熱処理による球状化焼なまし時間短縮

低温加熱・低温圧延は、直接軟化を促進し、そのマイクロ組織および主に加工性などの機械的性質を向上させることについて述べた。さらに、高炭素 Cr 軸受鋼の最終製品品質である転動疲労寿命に大きな影響を及ぼす球状化炭化物形態¹⁶⁾についても問題の有無を検討する必要がある。そこで球状化炭化物形態を支配する球状化焼なまし処理の影響について調査、考察を行った。

球状化焼なまし処理の影響を評価するために、3.4 に示した条件で実験室圧延した鋼材について処理時間の異なる 2 種類の条件の球状化焼なましを行った。

条件 SA1; 780°C $\times$ 9 h $\rightarrow$ 600°C まで 10°C/h で冷却
 $\rightarrow$ 600°C 以下空冷……所要時間 27 h

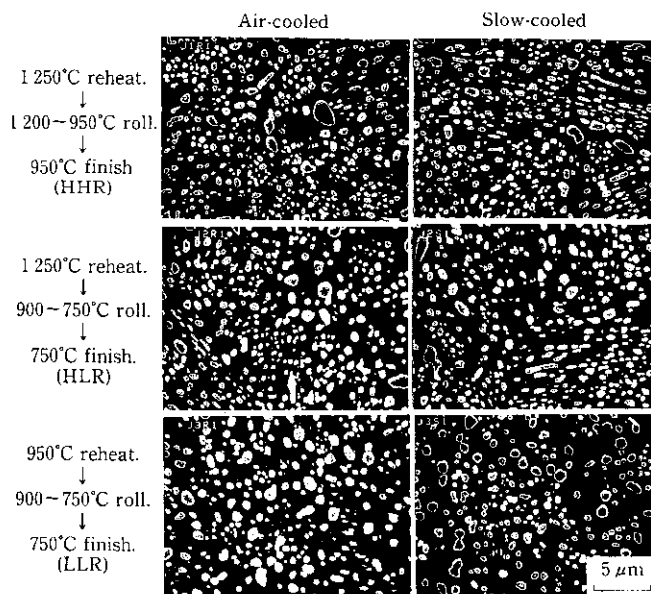


Photo 4 Observation of spheroidized microstructures of steels produced in various rolling conditions

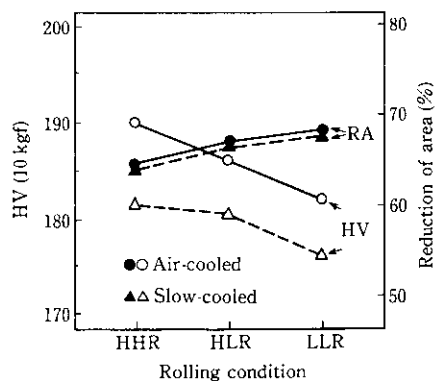


Fig. 8 Effects of rolling conditions (see Fig. 5) on hardness and reduction of area after spheroidized annealing (780°C, 9 h $\rightarrow$ 30°C/h $\rightarrow$ 600°C)

条件 SA2; 780°C $\times$ 9 h $\rightarrow$ 600°C まで 30°C/h で冷却
 $\rightarrow$ 600°C 以下空冷……所要時間 15 h

この処理後のマイクロ組織を Photo 4 に示す。また Fig. 8 に硬さおよび引張り試験の断面収縮率の測定結果を示す。

- (1) 低温加熱・低温仕上材 (LLR) は高温加熱・高温圧延材 (HHR) および低温圧延材 (HLR) と比べて硬さは低下しており、同一条件で軟化がより進んでいる。この効果は徐冷材で著しい。
- (2) 球状化炭化物の形態は、空冷材と、徐冷材ともに、高温加熱・高温圧延材 (HHR) ではサイズおよび形状が不均一なものが多数認められるのに対して、低温加熱・低温仕上材 (LLR) では均一なサイズの球状のものが多く、熱処理時間による差は比較的少ない。
- (3) 硬さはいずれも低温加熱低温仕上材 (LLR) で最も低い。空冷材と比較した場合、球状化処理条件 SA2 で得られる LLR 材の硬さレベルは、球状化処理条件 SA1 で得られる HHR 材および HLR 材の硬さレベルよりも低い。また引張り試験における断面収縮率については LLR 材が最も高い値を示した。

これらのことより、低温加熱低温圧延空冷材は、球状化焼なまし後の炭化物の形態および機械的性質が通常圧延材よりもむしろ優れており、球状化焼なまし時間を短縮化できることがわかる。低温圧延が中高炭素鋼のセメンタイトの球状化を促進することについては、星野ら¹⁷⁾は 0.52% C 鋼で、また Chattopadhyay らも 0.74% C 鋼で、パーライト粒が微細であるほど球状化の進行が促進されることを報告している¹⁸⁾。しかしその理由については必ずしも明確にされていない。

この理由として、次のように考えられる。徐冷法による球状化焼なましは、 A_{c1} 点直上の温度に再加熱・保持することによりこのパーライト・ラメラと初析セメンタイトの一部が未固溶炭化物として残留し、保持後の徐冷過程においてこの炭化物を核としては析出・成長することにより球状セメンタイトとなる。この処理による軟化は、地鉄中に固溶する C, Mn および Cr などの固強化原子が炭化物の形で一部固定され、固溶強化が低減されたために起こる現象と考えられている¹⁹⁻²³⁾。したがって、未固溶の炭化物の形状、サイズおよび分布が均一であるほど球状化焼なまし後の組織も均一なものになりやすく、熱処理前のマイクロ組織も均質であることが望ましい。

また、球状化の進行速度は核サイトでの炭化物と α 界面での析出凝集と核サイトへの炭素原子の拡散速度に依存することから、拡散の主要な経路である結晶粒界は多く存在する方が有利である。またマイクロ組織が微細であるほど、 A_{c1} 点直上の温度に再加熱、保持された場合、 γ/α 界面は増大し拡散距離も短くなる。これらの理由によりマイクロ組織が微細である方が炭化物の球状化は速やかに進むと考えられる。低温加熱低温圧延材は、微細なパーライト粒と粒状の初析セメンタイトが均一に分布しており、これらの条件を満たすものである。また、マイクロ組織が微細であることは延性向上の点でも有利である。

このように低温加熱低温圧延は熱間圧延のままおよび球状化焼なまし処理後の両方の機械的性質の向上に有用であることがわかる。

6 実験設備による試作結果

研究室実験の結果をもとに実機圧延を行った。製造した高炭素 Cr 軸受鋼 SUJ 2 130 mm ϕ 丸棒の圧延方向の硬さ分布の一例を Fig. 9 に示す。加工熱処理した丸棒では、断面硬さが鋸断に必要とされるビッカース硬さレベル HV で 270 以下となっている。このレベルは軟化焼なまし処理された鋼材に近い水準である。丸棒の鋸

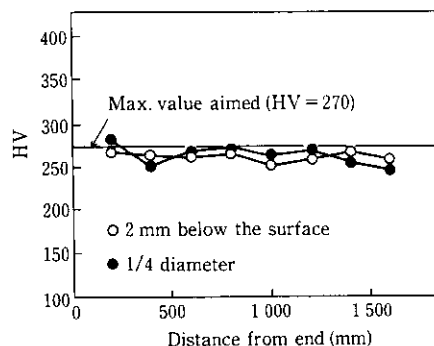


Fig. 9 Hardness profile in longitudinal direction of 130 mm ϕ bar produced by TMCP

断テストを行った結果、通常圧延材では 280s を要したのに対し、本法により製造した丸棒は 105s と約 3 倍の鋸断速度で切断でき、軟化焼なまし材なみの能率を上げることができた^{9,10)}。

7 結 言

加工熱処理 (TMCP) の適用による高炭素 Cr 軸受太丸棒鋼の軟化焼なまし省略を目的として、高炭素 Cr 軸受鋼 SUJ 2 の γ 粒再結晶挙動および初析セメンタイトの析出挙動また各種加工条件と徐冷後の機械的性質との関係などについて調査し、以下のことが明らかになった。

- (1) 低温加熱低温圧延は軟化の促進および初析セメンタイト分布の均一分散化に有効である。さらにパーライト組織および初析セメンタイトの微細化を通して球状化焼なまし処理時間の短縮にきわめて有効である。
- (2) 低温圧延は初析セメンタイトの析出を促進する。この場合、析出形態は高温圧延で観察される板状析出から粒状へと変化する。
- (3) 高温加熱高温仕上げ徐冷による直接軟化は初析セメンタイトの板状析出をまねき、二次加工時の延性を低下させる。低温圧延の適用によりこの延性劣化は防止できる。
- (4) 本研究の知見を基に実機実験にて試作した丸棒は、通常圧延材と比較して約 3 倍の鋸断速度で切断でき、軟化焼なまし材なみの能率を上げることができた。

参 考 文 献

- 1) 前田明夫: 特殊鋼, **39** (1990) 2, 6
- 2) 石島正規: 特殊鋼, **39** (1990) 2, 9
- 3) 野田昭雄, 浅川貞夫: 特殊鋼, **39** (1990) 2, 56
- 4) 井上 孟: 特殊鋼, **39** (1990) 2, 25
- 5) N. Tabata, T. Hosino, E. Mine, K. Kataoka, and A. Ejima: Proc. Int. Conf. on "Accelerated Cooling of Rolled Steel", ed. by G. E. Ruddle & A. F. Crawley, (1987), 331, [Pergamon Press]
- 6) T. Tanaka: Int. Met. Rev., **26** (1981) 4, 185
- 7) T. Tanaka, N. Tabata, T. Hatomura and C. Shiga: "Micro Alloying '75", ed. by M. Korchynsky, (1977), 107, [Union Carbide Corp.]
- 8) 天野慶一, 鎌田晃郎, 大橋延夫: 鉄と鋼, **65** (1979) 10, A177
- 9) 中川康弘, 三浦隆義, 田畑緯久: 材料とプロセス, **2** (1989) 3, 812
- 10) 田畑緯久, 星野俊幸, 中野昭三郎, 山中栄輔, 人見 潔: 材料とプロセス, **2** (1989) 6, 1756-1759
- 11) J. D. Embury and R. M. Fisher: Acta Met., **14** (1966) 2, 147
- 12) 稲垣祐輔: 鉄と鋼, **70** (1984) 3, 412
- 13) S. Yamamoto, C. Ouchi and T. Osuka: Proc. Int. Conf. on "Thermomechanical Processing of Microalloyed Austenite", ed. by A. J. DeARDO, Pittsburgh, (1981), 613 [Met. Soc. AIME]
- 14) 大宝雄蔵, 高田勝典: 電気製鋼, **52** (1981) 3, 158-164
- 15) 天野慶一: 鉄鋼工学セミナーテキスト, (1988), [鉄鋼協会]
- 16) 門間改三, 丸田良平, 山本俊郎, 脇門恵洋: 日本金属学会誌, **32** (1968) 12, 1198-1204
- 17) 星野俊幸, 田畑緯久, 中野昭三郎, 小川孝也, 人見 潔: 材料とプロセス, **2** (1989) 3, 901
- 18) S. Chattopadhyay and C. M. Sellars: Metallography, **10** (1977) 1, 89-105
- 19) 近藤正男: 熱処理, **5** (1965) 5, 312-318
- 20) 上原紀興, 浅田千秋: 電気製鋼, **38** (1967) 2, 71-82
- 21) 木下修司: 熱処理, **15** (1975) 4, 237-243
- 22) Y. L. Tian & R. W. Kraft: Met. Trans., **18A** (1987) 8, 1403-1414
- 23) 中野 平, 川谷洋司: 鉄と鋼, **58** (1972) 14, 2012-2024