冷鍛用 B 肌焼鋼 (ALFA 鋼)

紅林 豊* , 中村貞行*

A Case Hardening Steel, "ALFA Steel", for Cold Forging

Yutaka Kurebayashi and Sadayuki Nakamura

Synopsis

The purpose of our research was to develop a new steel which keeps good cold formability without spheroidization annealing.

Based on fundamental research about the influence of hot working condition and chemical composition on rolled bar hardness, Jominy hardenability, case hardenability, cold formability and mechanical properties, a new case hardening steel has been developed which can be forged without spheroidization annealing.

The developed steel contains boron, and the silicon and manganese contents are less than conventional case hardening steel. The developed steel shows fatigue strength equivalent to the conventional case hardening steel and better toughness and machinability.

1 . 緒 言

近年、肌焼鋼を始めとして機械構造用合金鋼においても、製造工程の合理化、低コスト化や仕上げ精度の向上などを目的として、冷間鍛造工法による部品成形が普及してきている。特に、動力伝達用の歯車などでは、冷間鍛造による歯出し加工が実施されるなど、多くの分野で冷間鍛造が適用されている。

しかし、通常の熱間圧延棒鋼は十分な冷間加工性を有しておらず、圧延ままの素材を直接冷鍛することは困難であり、一般的には、冷鍛加工前に球状化焼なまし処理や焼なまし処理などの軟化熱処理を施すことが必要とされている。今日では、部品製造コストの更なる低減が要

求されており、冷鍛前の軟化熱処理を省略可能な材料の開発が望まれている。

冷鍛性を向上させるためには素材の硬さを下げることが必要であるが、この観点から、圧延・冷却条件の適正化によって素材を軟化させる制御圧延法¹⁾やアロイデザインの検討²⁾などが試みられており、圧延ままの状態直接冷鍛できる材料や製造方法の開発が行われている。

大同特殊鋼(株)以下当社という)では、アロイデザインおよび素材製造工程の両観点から冷間加工性に優れる肌焼鋼の開発に取組み、冷鍛加工前に軟化熱処理することなく圧延素材を直接冷鍛できる「冷鍛用 B 肌焼鋼」(ALFA 鋼: Annealing - Less cold Formability Alloy steel)を実用化したので、以下にその内容を報告する。

1997年10月14日受付

* 大同特殊鋼(株)技術開発研究所(Research & Development Lab., Daido Steel Co., Ltd.)

【2. 硬さと冷間加工性および焼入性と浸炭性に関する基礎調査結果】

2.1 硬さ、冷間加工性に及ぼす熱間圧延条件の影響

熱間圧延材の組織や硬さ、機械的性質のコントロールを目的として制御圧延に関する研究が盛んに行われ実用化されている^{3)~5)}。制御圧延では、素材の加熱温度、加工条件、および冷却条件を制御することによって必要とされる強度特性を得ることを主な目的としてきたが、材料の軟化を目的とした圧延技術も検討されている。本研究においても、制御圧延を適用することによって既存の肌焼鋼の軟化がどの程度まで達成することができるかを検討した。

Fig.1およびFig.2に本研究で行った制御圧延のシミュレーション試験の結果を示す。制御圧延のシミュレーション

Fig. 1. Influence of the hot working temperature on the

硬度は加工フォーマスタ試験機を用い、Fig.3(A)(B)に示した条件で加熱、加工、冷却を行った。また、試験に用いた供試材は、浸炭用鋼として一般的に使用されているJIS SCr420とSCM420の肌焼鋼であり量産材を用いた。

Fig.1はSCr420の熱間加工後の硬さに及ぼす加工温度と冷却条件の影響である。1073K～1173Kの温度域で加工を行った場合には比較的安定した硬さが得られているが、1173K以上で加工されると硬さが増加する傾向にある。また、1073K以下の温度域で加工されると加工温度の低下にともなって硬さが増加する傾向にある。また、硬さには加工後の冷却速度の影響が認められ、同一の加

Fig. 2. Influence of the holding temperature after hot

工温度で比較すると冷却速度が遅いほど硬さは低下する傾向にある、したがって、熱間加工で軟化を促進させるためには、1073K～1173Kの温度域で加工した後に徐冷することが有効であることがわかる。しかし、0.05K/sまで冷却速度を遅くした場合においても、加工後に得られる硬さは81～82HRBの範囲であり、球状化焼なまし処理で得られる硬さに比べて5HRB程度高い。

Fig.2にSCM420の加工後の硬さに及ぼす等温保持条件の影響を示す、図は1123Kで加工した後に0.5K/sで冷却し、各温度で600sの等温保持を行った場合の硬さの変化を示したが、等温保持温度が973Kで硬さの最低値が得

られ、さらに保持温度が低下すると硬さは徐々に増加する傾向にある。このように、加工温度、冷却条件、ならびに等温保持条件などを適正化することによって圧延材の軟化を促進させることは可能であるが、本試験の範囲で得られた硬さの最低値は81HRBであり、汎用の肌焼鋼では熱間圧延時の加工、冷却条件の適正化のみでは球状化焼なまし処理材と同等の硬さまで軟化させることは極めて困難であるといえる。

Fig.4にSCr420の徐々圧縮試験の結果を示す。図は素

材の硬さと真歪み1.0における変形抵抗の関係を示したものであるが、変形抵抗は硬さの増加にともなって上昇しており硬さと直線関係にある。本試験の範囲では、制御圧延を適用した場合においても変形抵抗は球状化焼なまし処理材に比べて10%程度高めの値を示しており、変形抵抗を低下させることはできなかった。

2. 2 合金元素の影響

冷間加工性に及ぼす合金元素の影響は多くの研究が報告されており^{2), 6)}、構造用鋼の分野でも中炭素鋼、ボルト用鋼などが冷鍛用鋼としてすでに実用化されている⁷⁾。瓜田らは中炭素鋼の冷間加工性に及ぼす合金元素の影響を調査し、Si, Mnなどのフェライト強化型元素を低減することが冷間加工性の改善に有利であり、また、30ppm以下のB添加は冷間加工性に影響しないことを報告している²⁾。

Fig.5に肌焼鋼の焼ならし処理後の硬さに及ぼす合金元素の影響を示す。供試材の化学成分はTable1に示しておりであり、ベース鋼はC:0.20%, Si:0.07%, Mn:0.50%, Cr:1.00%, B:0.0015%のB添加鋼である。図のように焼な

Fig. 5. Influence of change in content of each element on

Table 1. Range of chemical compositions of the test steels (mass%).

	C	Si	Mn	Cr	B	Others
Base steel	0.20	0.07	0.50	1.00	0.0015	S:0.015
Tested steels	0.10	0.01	0.25	0.25	0.0015	P:0.012
	-0.25	-0.30	-1.25	-1.25	-0.0030	

らし処理後の硬さは、C, Si, Mn, Cr量の増加にともなって上昇することがわかる。一方、B量の増加にともなう硬さの上昇は認められず、B量に関係なく75HRB～76HRBの一定の硬さを示すことが確認された。このように、硬さ低下の観点からは、C, Si, Mn量の低減が有効であることがわかる。本試験では直径 25mm、長さ 130mmの丸棒を試験片として使用したが、試験片寸法から推定して冷却速度は0.5K/s～2.0K/sの範囲にあると考えられ、先に述べた制御圧延と組み合わせ、C, Si, Mn, Cr量の調整を行うことによって熱間圧延の状態で78HRB以下の硬さを得ることができると予想される。

2. 3 肌焼鋼の焼入性と浸炭性

肌焼鋼は浸炭処理後の部品の硬さを得るために、焼入性が重要な品質管理項目とされており、一般にはジョミニ値によって材料の焼入性を保証している。焼入性に関する研究はGrossmanに代表されるように数々の研究が行われており^{8)～10)}、また、合金成分から焼入性を予測することも可能とされている¹¹⁾。

前項で示したように、冷間加工性の観点からはフェラ

イト強化型の元素であるSi, Mnなどを低減することが望ましいといえるが、これらの元素は焼入性に影響を与える元素でもあり、Si, Mnの含有量を低減することによって焼入性の保証が困難となる、したがって、冷間加工性を改善し、かつ、従来と同等の焼入性を確保するためには、Si, Mn量の低減にともなう焼入性の低下を他の元素で補完する必要がある、本研究では、この元素としてBに着目しBを活用することを試みた。鋼中に存在する微量のBが焼入性を大幅に改善することはよく知られおり、また、素地のC量によって焼入性の改善効果が異なることが知られている⁸⁾。浸炭処理が施された場合、Cの濃度分布は表層から内部に向けてなだらかに変化することになるが、浸炭表層部は0.8%程度のC量となるためにBによる焼入性の改善効果を得ることはできない。したがって、鋼中のSi, Mn, CrおよびBの含有量は焼入性のみならず浸炭性にも影響すると考えられ、焼入性、浸炭性を考慮した合金設計が必要である。

Fig.6にジョミニー焼入性に及ぼす合金元素の影響を示す。図はジョミニー焼入試験の焼入れ端から13mm位

Fig. 6. Influence of change in content of each element on Jominy hardenability (J13 hardness).

置(J13)における硬さに及ぼす合金元素の影響を示したものであるが、B添加鋼においても合金元素の影響が認められ、C, Si, Mn, Cr量の増加にともなうJ13硬さは増加している。ここで、SCr420のJ13硬さと同等となるB添加鋼のSi, Mn, Cr量を見ると、Cr量を1.0%とした

場合には、Si量で0.05%、Mn量で0.5%まで低減できるとがわかる。

Fig.7に浸炭処理後の有効硬化層深さに及ぼす焼入性の影響を示す。試験に用いた試験片は直径 25mm、長

Fig. 7. Relation between effective case depth in case hardening and Jominy hardenability (J13 hardness).

さ130mmの丸棒であり、1183K×19.8ks(浸炭:12.6ks, 拡散:7.2ks)のガス浸炭を行い、1103Kから焼入れ処理し433Kで焼戻しを行った。図は有効硬化層深さとJ13硬さの関係を示したが、焼入性が高いほど有効硬化層深さは深くなる傾向にある。この際の焼入性はBのみによって決定されている値ではなくC, Si, Mn, Cr量に依存していることを先に述べたが、焼入性の高い材料、すなわち、鋼中のC, Si, Mn, Cr含有量の多い鋼種ほど浸炭性に優れていることを示している。一般に、Bの焼入れ倍数はC量が0.8%以上では1となり焼入性に関与しないことが知られている。したがって、浸炭表層部ではBの効果を期待することができないため、浸炭性の観点からは適正なC, Si, Mn, Cr量を確保する必要があるといえる。

3. 開発鋼の基礎特性

熱間圧延後の硬さを低下して冷間加工性を改善し、かつ、焼入性、浸炭性を確保するために手法として、C, Si, Mn, Cr量の低減およびBの添加が有効であることが基礎試験の結果から明らかとなったため、汎用の肌焼鋼と同等の焼入性、浸炭性を有し、熱間圧延後の硬さが球

状化焼なまし処理で得られる75HRBレベルの硬さとなる新肌焼鋼の開発を実施した。以下に開発鋼の基礎特性について報告する。

3. 1 開発鋼の化学成分

Table 2にSCr420の代替鋼として開発した冷鍛用B肌焼鋼 (ALFA 鋼) の化学組成を示す。開発鋼では冷間加工性

Table 2. Chemical composition of developed steel (mass%).

C	Si	Mn	Cr	B	Others
0.18	0.07	0.50	1.00	0.0015	Nb, Ti

の観点からSi, Mn量を低減し, 焼入性を補完するためにBを添加している。また, 浸炭性を考慮してC, Mn, Cr量の調整を行っている。一般に, B鋼ではBの焼入性の改善効果を得るために数ppm以上の有効Bを確保する必要がある, Nと結合して焼入性に関与しないBNの生成を防止するためにNとの親和性が強いTiを添加している。本開発鋼においても鋼中のNと化学量論比で3.42以上となるTiを添加している。また, B鋼ではNをTiで固定するためにオーステナイト粒の成長抑制に有効なAlNが減少し, 粗大化特性が低下することが指摘されている¹²⁾。このため, 開発鋼では微量のNbを添加し, NbCによって結晶粒の粗大化を防止している。

Fig.8に開発鋼のジョミニー曲線を示す。J13硬さまで

Fig. 8. Jominy curves.

はSCr420と同等であり, J13以上の硬さは低めの硬さである。特に, J40以上の領域では5HRC以下の硬さであり, 熱間圧延後の冷却条件を適正化することによって軟化が可能であることがわかる。

3. 2 開発鋼の熱間圧延硬さと冷鍛性

Fig.9に開発鋼およびSCr420の熱間圧延後の硬さと球

Fig. 9. Hardness of developed steel and conventional

状化焼なまし処理後の硬さを示す。開発鋼では熱間圧延まで75HRBの硬さが得られており, SCr420の球状化焼なまし処理と同等の硬さが得られた。また, 開発鋼の球状化焼なまし処理材の硬さは65HRBまで軟化しており, 難冷鍛部品などへの適用が期待できる。

Fig.10に徐々圧縮試験における真応力 - 真歪み曲線 (S-S曲線) を示す。S-S曲線は冷間加工時の変形抵抗を示

Fig. 10. Stress - strain curves in compression tests of devel-

しており, 同一の真歪みにおける真応力が低いほど冷間加工性に優れることを意味している。試験片は直径6mm, 高さ12mmの円柱試験片であり, 潤滑剤として二硫化モリブデンを使用した。図には開発鋼とSCr420の圧延材と球状化焼なまし処理材について示したが, 開発鋼のS-S曲線はSCr420の球状化焼なまし処理材とほぼ同一の曲線を示しており開発鋼の圧延材は汎用鋼の球状化焼なまし処理材と同等の冷間加工性を有していることがわ

かる。

Fig.11には徐々圧縮試験における限界圧縮率について示す、限界圧縮率は冷間加工時の変形能を示す指数であ

Fig. 11. Critical compression rate in crack initiation in compression tests of developed steel and

り、限界圧縮率が大きいほど割れ難いことを意味している。図のように開発鋼の限界圧縮率は80%以上の値を示しており、SCr420の圧延材、球状化焼なまし処理材と同等以上の値が得られている。

3. 3 開発鋼の浸炭性と粗大化特性

Fig.12に開発鋼とSCr420の浸炭処理後の硬さ分布を示す。試験片は直径 25mm、長さ130mmの丸棒であり、

先と同じ1183K × 19.8ksのガス浸炭処理である、図に見られるように、表層からの硬さ分布は開発鋼とSCr420はほぼ同一のプロファイルを示しており、開発鋼はSCr420

と同等の浸炭性を有していることがわかる。

Fig.13に擬似浸炭処理による結晶粒の粗大化特性を示す。試験は圧延素材から直径 25mm、高さ37.5mmの冷

Fig. 13. Relation between heating temperature and

鍛試験片を作製し、加工率70%のアップセット加工を行った後、1148K ~ 1293Kの温度に1.8ks保持して急冷しオーステナイト粒度を測定した。開発鋼は先にも述べたようにNb添加により粗大化を防止しているが、SCr420と同等の粗大化特性にあり、B鋼で問題とされている結晶粒の粗大化を抑制することが可能である。

3. 4 開発鋼の強度特性

開発鋼の強度特性を確認するため、シャルピー衝撃試験、回転曲げ疲労試験および円筒型転動疲労寿命試験を行い、汎用鋼との比較を行った。

Fig.14に浸炭材のシャルピー衝撃試験の結果を示す、

Fig. 14. Impact properties of developed steel and conventional case hardening steels.

試験片は切欠き底が10Rのシャルピー試験片であり、浸炭処理は1183K×19.8ksのガス浸炭である、開発鋼および量産材のSCr420,SCM420,SNM420を比較材として用いたが、開発鋼の衝撃値はSCr420の2倍程度の値を示しており、また、SNM420に比べても高い値を示している。秦野らは、Bを添加したSCr420を用いて衝撃特性に及ぼすBとPの影響を調査し、Bの添加によってPの粒界偏析が抑制されることを指摘しており、B添加鋼の衝撃特性が改善されることを報告しているが¹³⁾、本鋼においても同様の効果によって、高い衝撃値が得られたと考えられる。

Fig.15に回転曲げ疲労試験の結果を示す。試験片は試

Fig. 15. Rotating bending fatigue properties of developed

験部 8mmで切欠き係数1.84の環状切欠き試験片であり、浸炭処理は1183K×10.8ksのガス浸炭である、試験は、浸炭ままに加えてショットピーニング材(アーケハイト1.0mmA)も調査した。図のように開発鋼の疲労特性はSCr420と同等であり、また、ショットピーニングを適用することによって800Mpaレベルの高い疲労限度を得ることが可能である。

Fig.16に円筒型転動疲労寿命試験の結果を示す。試験片は直径 12mm、長さ20mmの円筒試験片であり、浸炭条件はシャルピー試験片と同一である。また、転動疲労試験における負荷面圧は5.88Gpaである。図には転動疲労試験で得られたワイブルチャートを示したが、開発鋼のデータはSCr420のデータバンドのほぼ中央に位置しており、SCr420と同等の転動疲労特性であることが確認された。

3. 5 開発鋼の被削性

Fig.17に旋削試験の結果を示す。図は加工時間とフランク摩耗量の関係を示したものであるが、同一の加工時

Fig. 16. Contact rolling fatigue properties of developed

間の摩耗量はSCr420よりも開発鋼の方が小さくなっており、開発鋼の方が被削性に優れていることがわかる。

4. まとめ

以上述べてきたように、当社では冷間加工前の軟化熱処理が省略可能な冷鍛用肌焼鋼の開発を、熱間圧延条件の適正化とアロイデザインの両面から検討してきた。基礎試験の結果から、圧延条件を制御することによって材料の軟化が促進することは確認できたが、汎用の肌焼鋼に制御圧延を適用しても球状化焼なまし処理で得られる75HRBレベルの硬さを得ることは極めて困難であり、この硬さを得るためには圧延条件と材料の組合せが必要不可欠であることが示唆された。また、合金設計から材料の軟化を主体にアプローチした場合、焼入性や浸炭性に問題を生じることは言うまでもなく、材料の軟化、冷間加工性と焼入性、浸炭性を両立させるためには、主元素であるC、Si、Mn、Cr量の適正化とBの添加、ならびに

Ti, Nbなどの微量元素の添加を十分に考慮する必要がある。

本報で報告した「冷鍛用B肌焼鋼(ALFA鋼)」は, SCr420, SCM420などを代替する新肌焼鋼として開発を行ったものであるが, 従来では必須とされていた軟化処理を省略することが可能であり製造コストの低減に大きく寄与するものと期待される。また, 衝撃特性は含Ni, Mo鋼以上の優れた特性を有しており, 衝撃強度が要求される部品への展開が可能である。

(文 献)

- 1) 西田和彦,中里福和:住友金属, **36**(1984), 203
- 2) 瓜田龍美,並木邦夫:電気製鋼, **63**(1992), 59
- 3) 榎藤 永,荒木正樹,吉村隆文,江口直記:製鉄研究, **303**(1980), 75
- 4) 矢田 浩,村上雅昭,落合征雄:製鉄研究, **310**(1982), 264
- 5) 金築 裕,勝亦正昭,澤田裕治:鉄と鋼, **75**(1989), 1178
- 6) 渡辺輝夫:電気製鋼, **43**(1972), 102
- 7) 例えば工藤英昭:特殊鋼, **31**(1983)No.12, 6
- 8) 例えば阿部吉彦:熱処理, **9**(1971), 308
- 9) M. A. Grossman:Trans. AIME, **150**(1942), 227
- 10) B. A. Grange & J. B. Mitchell:Trans. ASM, **53**(1961), 137
- 11) 葛西靖正,太田久司,成瀬 隆:電気製鋼, **52**(1981), 58
- 12) 西田和彦,中里福和,高橋政司,大谷泰夫,神原 進:住友金属, **35**(1983), 411
- 13) 中村貞行,秦野敦臣:電気製鋼, **67**(1996), 4