

# AIを活用したSCM440の焼入性ならびに 焼入焼戻し材の靱性の改善

Improvement of Hardenability and Toughness of SCM440 with Addition of Al

石原悠太郎\*<sup>1</sup> 松本康弘\*<sup>2</sup> 藤松威史\*<sup>3</sup> 常陰典正\*<sup>4</sup>

Yutaro Ishihara, Yasuhiro Matsumoto, Takeshi Fujimatsu and Norimasa Tsunekage

Synopsis: Impact properties of quenched and tempered steels degrade by formation of non-martensitic microstructures, which are likely to be included in large parts. Increasing hardenability of steels by using solute Al is one of the methods to decrease the formation of non-martensitic phases during quenching process. In this study, influences of the solute Al quantity and the heat treatments on hardenability of steels were investigated using the high-strength Cr-Mo steel, JIS SCM440. It was found that hardenability increased obviously when more than 0.022mass% of the solute Al added to the steel. The hardenability enhancement by the solute Al decreased by heat treatment that consisted of high temperature heating process and following slow cooling process. Small amount of Ti addition to steel was effective for prevention of hardenability decrement. The SCM440 steel that contained a small amount of Ti and the sufficient amount of solute Al showed superior impact properties than conventional steel.

Key words: High strength steel, Solute Al, AlN, Ti, Heat treatment, Hardenability, Impact property, Grain size

## 1. 緒言

従来から衝撃特性が重要視される部品、一例を挙げると、風力発電のボルト等に使用される素材には、JIS SCM440焼入焼戻し材のようないわゆる強靱鋼が使用されてきた。これらの部品には低温においても高い衝撃特性が要求される場合があるが、特に製品寸法の大きなものでは焼入れ時の質量効果によってマルテンサイト組織以外に、不完全焼入れ組織であるベイナイト組織の割合が増加し、要求される衝撃特性を満足しにくくなる。この対策としてNi, Mo等の焼入性向上元素の増量添加や、P, Sn等の粒界を脆化させる不純物元素の低減、さらには繰返し焼入れ等を活用した結晶粒径の微細化などが考えられる。ただし、Ni, Mo等は資源の枯渇や原料価格高騰のリスクから積極的な活用を回避することが望ましい。また、P, Sn等不純物の極端な低減は、特殊鋼の原料として使用する鉄スクラップの厳選が必要となる。さらに、結晶粒径の微細化も有効な手段であるが、一定以上の効果を得るために付加的な熱処理や設

備が必要となる。これらはいずれもコストアップにつながるため、衝撃特性改善のためには新たな対策を見出す必要がある。

本研究では、焼入性の向上によって靱性改善が期待できる元素としてAlに着目した。Alは脱酸元素<sup>1)</sup>として添加される場合と、AlNによる粒界ピン止め効果で、結晶粒の粗大化防止の目的で添加される場合<sup>2)</sup>が主であるが、オーステナイト中に固溶したAlは、オーステナイト/フェライト変態を遅らせることで焼入性を向上させることが報告されており<sup>3)</sup>また、この遅滞の原因として、フェライト/オーステナイト界面近傍におけるAlの分配が関与すると考えられている<sup>4)</sup>。しかしながら、Alの焼入性向上に関する報告は少なく、その定量的な効果や熱処理による影響について十分に明らかになっているとは言えない。

そこで本報では、焼入性に及ぼす固溶Al量の影響ならびに高Al材（本検討では0.053mass%以下）の焼入性に及ぼす熱処理の影響について検討した。また、Alを利用した焼入性向上材の靱性改善効果について確認した。

\*1 研究・開発センター 軸受・構造用鋼グループ  
\*2 技術企画管理部 軸受・構造用鋼グループ  
\*3 研究・開発センター 軸受・構造用鋼グループ、博士（工学）  
\*4 研究・開発センター 軸受・構造用鋼グループ長、博士（工学）

Table 1. Chemical compositions of specimens. (mass%)

Grade	Type	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Sn	Al	N	B	Free-Al
Steel A	Base	0.40	0.22	0.77	0.006	0.003	1.08	0.21	0.004	0.017	0.0056	Tr	0.006
Steel B	Hi Al-1	0.39	0.22	0.77	0.006	0.001	1.08	0.20	0.004	0.038	0.0057	Tr	0.027
Steel C	Hi Al-2	0.40	0.22	0.77	0.007	0.002	1.09	0.20	0.004	0.038	0.0060	Tr	0.026
Steel D	Hi Al,low N	0.40	0.22	0.79	0.006	0.002	1.07	0.20	0.004	0.053	0.0027	Tr	0.048
Steel E	Hi Al,Hi N	0.41	0.22	0.80	0.007	0.002	1.09	0.20	0.004	0.050	0.0140	Tr	0.023

## 2. 実験方法

### 2.1 焼入性に及ぼす固溶Alの影響

供試材としてJIS SCM440をベースにAl量あるいはN量を増減させた5種類の供試材を用いた。Table 1に各供試材の化学成分を示す。いずれの供試材にもBを添加しておらず、分析結果からも検出されなかった。

各供試材の位置付けは次の通り。Steel Aは本研究のベース鋼であり、一般的なAl量を含むSCM440相当鋼である。Steel BおよびSteel Cは同等の成分であり、ベース鋼に対してAlを増量添加したもの、Steel DはさらにAlを増量した上でNを減量したもの、Steel EはAl量がSteel Dと同等であるがNをさらに増量添加したものである。なお、Table 1のFree-Al (以下本文中では固溶Al) は、鋼中N全てがAINを生成しAlを消費する場合を仮定し、(1)式から求めた。

$$\text{固溶Al (mass\%)} = \text{総Al量 (mass\%)} - 1.93 \times \text{N量 (mass\%)} \quad \dots (1)$$

ただし、ここで総Al量とは酸化物を形成するAlを含まない酸可溶のAl量のことである。これら5種類の供試材を100kg真空誘導溶解炉にて溶製し、1150℃にてφ36mmに鍛伸した後、JIS G 0561に従った試験片を作製してジョミニー試験を実施した。この際、焼ならしの加熱温度は870℃、焼入れの加熱温度は845℃とした。

### 2.2 高Al材の焼入性に及ぼす熱処理の影響

Steel AおよびSteel Bのφ36mmの鍛伸材を用い、Fig. 1および以下に示す熱処理①～③を施した後、ジョミニー試験片を作製し、焼入れ温度845℃にてジョミニー試験に供した。

〈熱処理パターン〉

熱処理①：870℃ - 1時間加熱後空冷

熱処理②：1250℃ - 2時間加熱後徐冷

熱処理③：1250℃ - 2時間加熱後徐冷 → 870℃ - 1時間加熱後空冷

熱処理①は2.1項と同じく、JIS G 0561に準じた熱処理である。熱処理②および熱処理③の1250℃ - 2時間加熱後の徐冷処理は、φ36鍛伸材に存在すると考えられるAINを固溶させる目的で行った。これらの熱処理後、すなわちジョミニー試験前のミクロ組織を5%ナイトールで腐食し、光学顕微鏡で観察した。一方、ジョミニー試験後の水冷端から1.5mm位置の旧オーステナイト結晶粒径を、飽和ピクリン酸で腐食し光学顕微鏡で観察した。この1.5mm位置は、水冷端に近くほぼ完全にマルテンサイト化するため、結晶粒径の観察に当たって拡散変態による組織の影響を受け難い部位である。この熱処理前後の観察により、熱処理パターンの違いによるミクロ組織の差異を確認した。さらに、各熱処理履歴の違いによってAINの分布が変化し、固溶Alの存在状態に影響する可能性が考えられることから、各熱処理後のジョミニー試験片の、後述のジョミニー試験結果において焼入性の違いが顕著に現れ始める水冷端から20mm位置の析出物について、抽出レプリカ法を用いて試料を作製し、透過型電子顕微鏡 (以下TEM) による観察を行った。

Heat Treatment Condition (1):

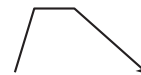
870℃-1hr,Air cooling



→Jominy test

Heat Treatment Condition (2):

1250℃-2hr,Furnace cooling



→Jominy test

Heat Treatment Condition (3):

1250℃-2hr, Furnace cooling → 870℃-1hr, Air cooling



→Jominy test

Fig. 1 Heat Treatment Condition for Jominy test.

### 3. 実験結果

#### 3.1 焼入性に及ぼす固溶AIの影響

Fig.2に焼入性に及ぼすAI量の影響例としてSteel AとSteel Bのジョミニー試験結果を示す。Steel BのAI量は0.038mass%であり、Steel AよりもAI量が高い。両供試材はC量が同等であるため水冷端の硬さに差はないが、水冷端からの距離が10mmを越えると両供試材間に明白な硬度差が生じ、 $J_{20}$ （以下、ジョミニー試験における水冷端からの距離nにおけるロックウェル硬さを $J_n$ とする）ではSteel BがSteel Aに比べ15HRC程度高い結果を示した。

Fig.3にTable1の5種類の供試材のジョミニー試験結果から得た固溶AI量とジョミニー値との関係を示す。縦軸はC量のばらつきから生じる水冷端硬さの差の影響を除くため、各点のジョミニー値を $J_{1.5}$ で割って規格化した値（以下 $J_n/J_{1.5}$ とする）を用いた。このFig.3から明らかなように $J_n/J_{1.5}$ は単に固溶AI量に比例して上昇するのではなく、固溶AI量0.025mass%付近をしきい値として大きく上昇し、その後飽和する傾向が認められた。このような急激な焼入性の向上現象はB添加鋼における挙動と類似点が見られる<sup>5)</sup>。

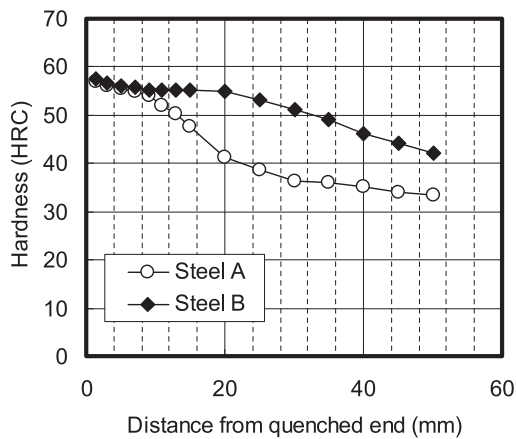


Fig.2 Jominy curves of Steel A and Steel B.

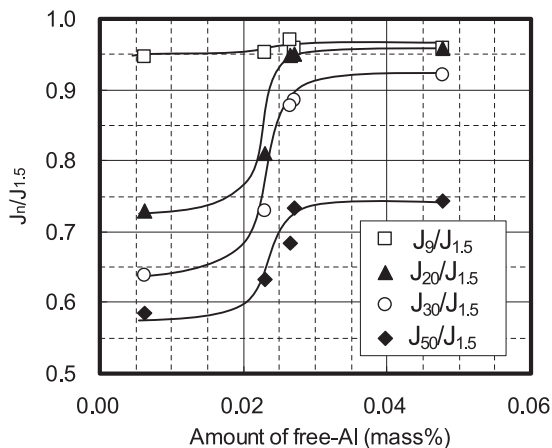


Fig.3 Relationship between amount of free - AI and  $J_n / J_{1.5}$ .

#### 3.2 高AI材の焼入性に及ぼす熱処理の影響

Fig.4に、Steel AおよびSteel Bの熱処理①～③後のジョミニー試験結果を示す。Fig.4,a) に示すように、Steel Aにおいては熱処理条件の違いによる焼入性の変化はほとんど認められない。一方Steel Bに熱処理②の高温加熱 - 徐冷処理を施した場合、Fig.4,b) に示すように焼入性は熱処理①と比べて大きく低下し、固溶AIの効果が見られないSteel Aの焼入性と同等となった。また、熱処理③のように高温加熱 - 徐冷後に焼ならし処理を施した場合、 $J_{20}$ において熱処理②よりも10HRC程度上回るまで、焼入性が回復した。

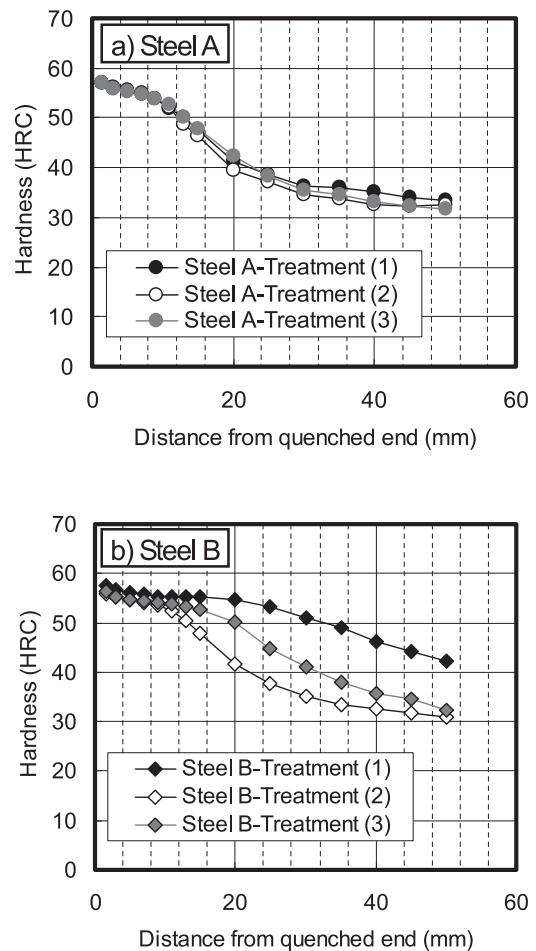


Fig.4 Jominy curves of Steel A and Steel B.

Steel Bの、熱処理①～③後における焼入れ前のマイクロ組織と、焼入れ後のジョミニー試験片の水冷端から1.5mm位置での結晶粒写真をFig.5に示す。なお、熱処理②の焼入れ前の結晶粒径は粗大であったため、この写真のみ他よりも低倍率である。焼入れ前の組織は熱処理①および熱処理③ではベイナイトが主体であり、熱処理②では粗大パーライトおよび粒界フェライトが主体であった。焼入れ後の旧オーステナイト結晶粒径はFig.5に示すように、熱処理②の結晶粒径が熱処理①および熱処理③の結晶粒径よりも

明らかに大きいことが分かる。一般的に、結晶粒径が大きくなるほど、粒界の総面積が減少することによってフェライト核生成サイトが減少するため、焼入性は向上すること<sup>6)</sup>が知られている。しかしながら、熱処理②を経た結晶粒径の大きなSteel Bの焼入性が、熱処理①を経たSteel Bよりも低下しており、本実験では結晶粒径の大小は焼入性に大きく影響していないと見られる。さらには、熱処理②を経たSteel Bの焼入性が、固溶AIの効果が見られないSteel

Aと同等になったことから、増量添加したAIの焼入性向上効果が事実上消失したと見られる。

添加したAIの中で焼入性向上に寄与するのは固溶AIのみと考えると、熱処理によって変化するAINの存在状態が、焼入性に影響を及ぼす可能性がある。そこで、AINの存在状態を確認するため、熱処理①～③を施したSteel Bの焼入れ前後における析出物のTEM観察を行った。析出物の同定にはEDSを用いた。

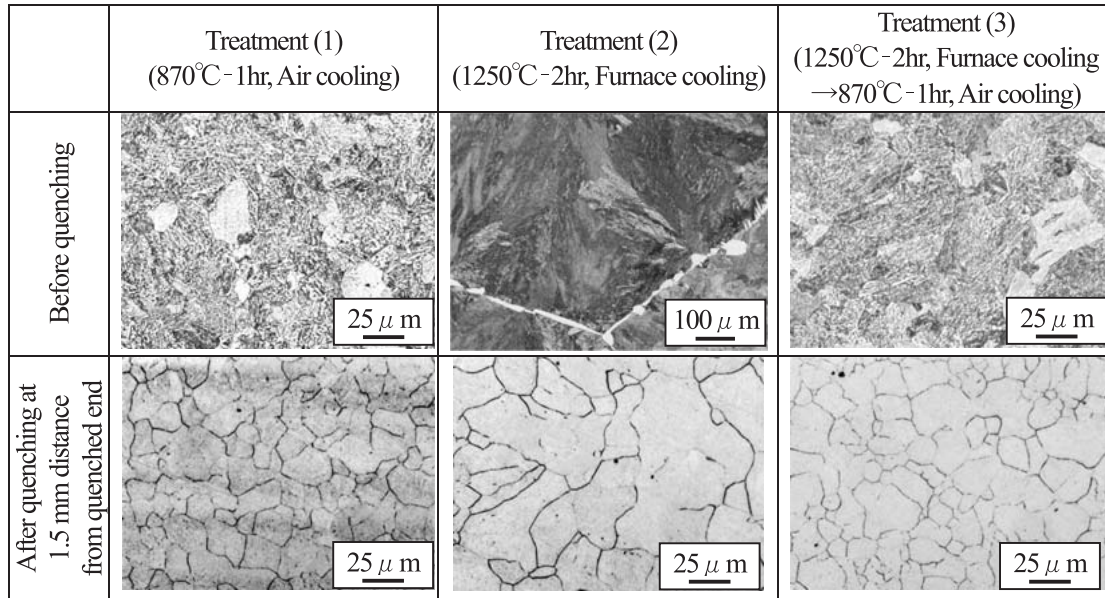


Fig.5 Optical micrographs of Steel B before and after quenching.

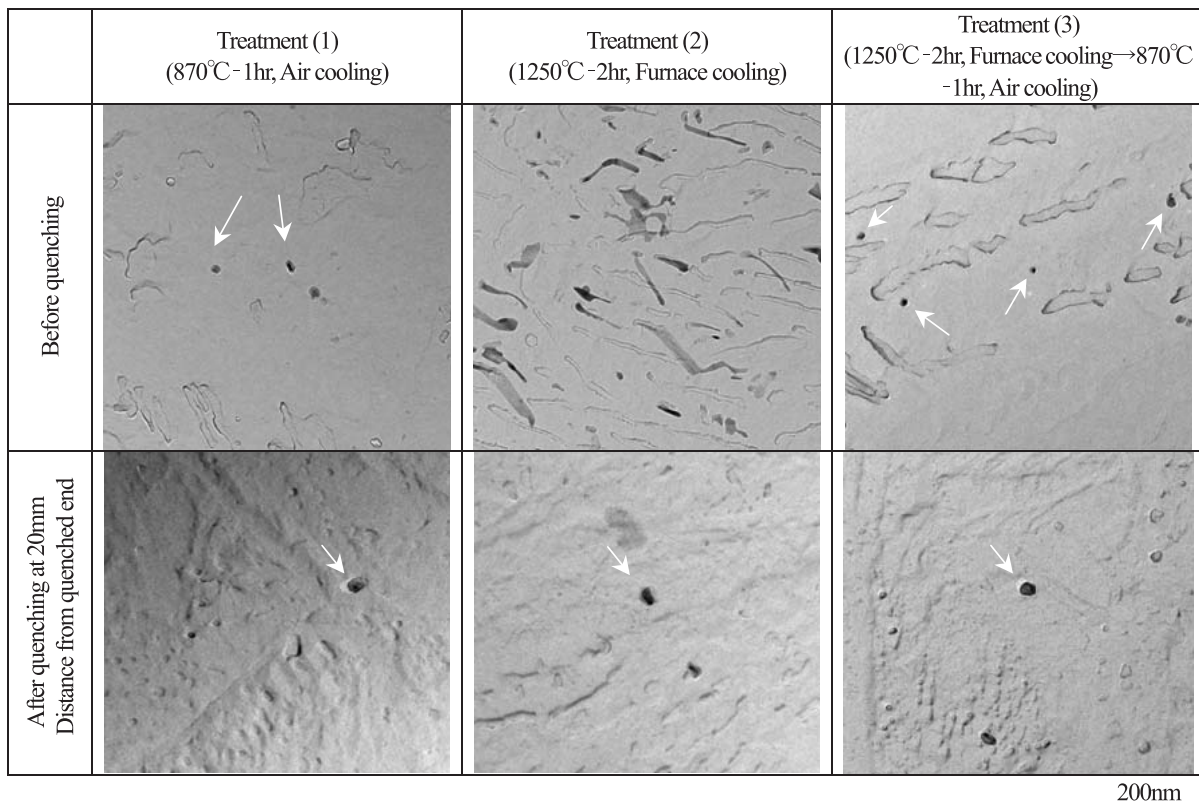


Fig.6 TEM images of Steel B before and after quenching.(White arrows show AIN precipitates)

Fig.6にSteel BのTEM写真を示す。焼入れ前組織について、熱処理①および熱処理③後の組織には20~30nmオーダーのAINが確認された。この大きさはジョミニー試験の焼入れ前に行った870℃ - 1hrの加熱を考慮すれば概ね妥当である。一方、熱処理②後の組織にはパーライト中の炭化物と思われる析出物が多く確認されたが、AINは観察されなかった。すなわち、1250℃の高温加熱によってAINは溶解し、その後の徐冷でもAINは析出しなかったものと解釈される。

一方、焼入れ後のTEM写真（水冷端から20mm位置にて撮影）では、いずれの熱処理後の試料においてもAINが確認され、その大きさには熱処理による影響は見られなかった。

#### 4. 考察

##### 4.1 高Al材の焼入性低下要因の考察

Fig.3で示したように、焼入性は固溶Al量の増加とともに一定の割合で上昇するわけではなく、約0.025mass%以上の固溶Alを存在させることで大きく向上し、これ以上固溶Alを増量しても焼入性向上効果は小さいことが明らかになった。また、Steel Bの固溶Al量は、鋼中のNが全てAINになったとしても計算上0.027mass%存在しており、熱処理履歴に関係なく焼入性向上効果が得られると想定されるにも関わらず、実際にはFig.4,b) 熱処理②のように、高温加熱 - 徐冷を施すことによって、焼入性は明らかに低下した。これらの現象は、計算上の固溶Alの総量のみでは

説明ができないため、焼入れ時のオーステナイト結晶粒界、およびその近傍に存在する固溶Al<sup>(4)</sup>の挙動が関与しているものと推定される。

そこで、追加実験を行うため、新たにTable 2に示すSteel FおよびSteel Gを溶製した。試験片の製造工程は、Steel A~Eと同様である。両供試材ともに0.025mass%程度のTiを添加しており、鋼中のNはTiNの晶出に優先的に消費されるため、熱処理条件に関係なくほぼAINは存在せず、添加したAlを全て固溶Alとして存在させることが可能と考えられる。なお、Steel Fの計算上の固溶Al量は0.040mass%、Steel Gは0.022mass%である。

これらのジョミニー試験結果をFig.7に示す。Steel FおよびSteel G共に熱処理②後の焼入性は、熱処理①後の焼入性と比較して低下したが、その低下幅はFig.4,b)に示したSteel Bの場合と比較して小さかった。また、Steel Fの熱処理③後の焼入性は、熱処理①後の焼入性と同等の値まで回復した。また、Steel FおよびSteel Gの固溶Al量は異なるがジョミニー値はほぼ等しい値を示すことから、Tiを添加した事例では固溶Al量が0.022mass%程度存在すれば、事前の熱処理条件によらず十分に高くかつ飽和した焼入性を確保できることが明らかとなった。

次に、Steel Fの焼入れ前のミクロ組織、および焼入れ後のジョミニー試験片の水冷端から1.5mm位置の旧オーステナイト結晶粒写真をFig.8に示す。焼入れ前のミクロ組織はFig.5で示したSteel Bのミクロ組織と同様、熱処理①と熱処理③ではベイナイトが主体である。一方、熱処理②についてもSteel Bと同様に粗大パーライトおよび粒界

Table 2. Chemical compositions of specimens. (mass%)

grade	Type	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Sn	Al	Ti	N	Free-Al
Steel F	Hi Al-Ti	0.40	0.21	0.79	0.006	0.002	1.11	0.20	0.004	0.040	0.027	0.0051	0.040
Steel G	Low Al-Ti	0.40	0.22	0.77	0.003	0.001	1.08	0.20	0.004	0.022	0.025	0.0072	0.022
Steel J	Conventional	0.42	0.22	0.81	0.014	0.018	1.00	0.15	0.008	0.016	-	0.0118	0

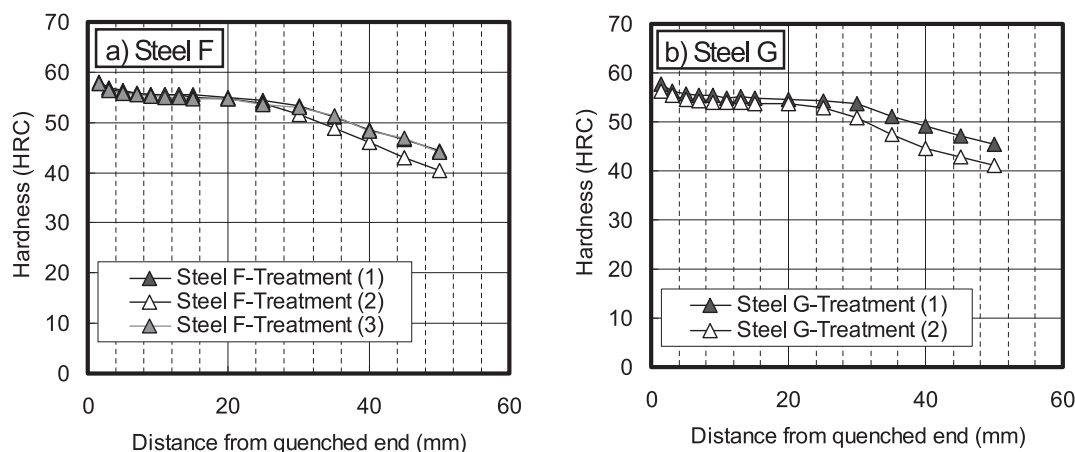


Fig.7 Jominy tests of Steel F and G heat treated by Treatment (1) and Treatment (2).

フェライトから成るが、そのパーライト粒径はSteel Bのパーライト粒径よりも小さく、同様に1250℃に加熱してもオーステナイト結晶粒径はSteel Fの方が小さく維持されることがわかった。この理由として、Steel FはTiを添加しているために、高温加熱時に固溶せず存在するTiNがオーステナイト結晶粒径の成長を抑制したことが考えられる。また、Steel Fの焼入れ後の旧オーステナイト結晶粒径は、熱処理①～③において大きな差が認められないこと、また、Fig.5で示したSteel Bの結晶粒径と比較しても同等か、むしろ熱処理②ではSteel Fの方が小さいことを考慮すると、焼入れ時の結晶粒径の観点からは、Ti添加による焼入性低下抑制作用を説明することができない。

以上の実験結果から推定した、高Al材の高温加熱 - 徐冷過程における焼入性低下機構の概念図をFig.9に示す。まず、1250℃の高温加熱時にはAlやNはオーステナイト中に固溶しているが、その後の徐冷段階で粗大なオーステナ

イト結晶粒界もしくは粒界近傍に濃化する。そして、焼入れ時の再加熱過程でAlNの析出と残存した固溶Alの拡散が起こるが、元の粗大なオーステナイト結晶粒界近傍に偏析しているAlがマトリクス中を移動して新たに生成したオーステナイト結晶粒界近傍に改めて偏在することが困難なことにより、固溶Al量は相対的に減少する。その結果、粒界近傍の固溶Al量が焼入性向上に必要な量に到達しない。

現時点では、オーステナイト結晶粒界近傍の固溶Alの濃化やAlNの生成の挙動について十分な観察ができておらず、上記仮説の検証は今後の課題としたい。ただし、この仮説に照らすと、Ti添加材の焼入性が高温加熱 - 徐冷処理で低下しないのは、AlN生成の抑制による固溶Al量増加の他に、高温加熱時のオーステナイト結晶粒の粗大化が抑えられた結果、固溶Alの偏在が抑えられ、焼入れ時のオーステナイト結晶粒界に一定量の固溶Alが存在できたことがその可能性として考えられる。また、Fig.4,b) やFig.7,a) の熱処

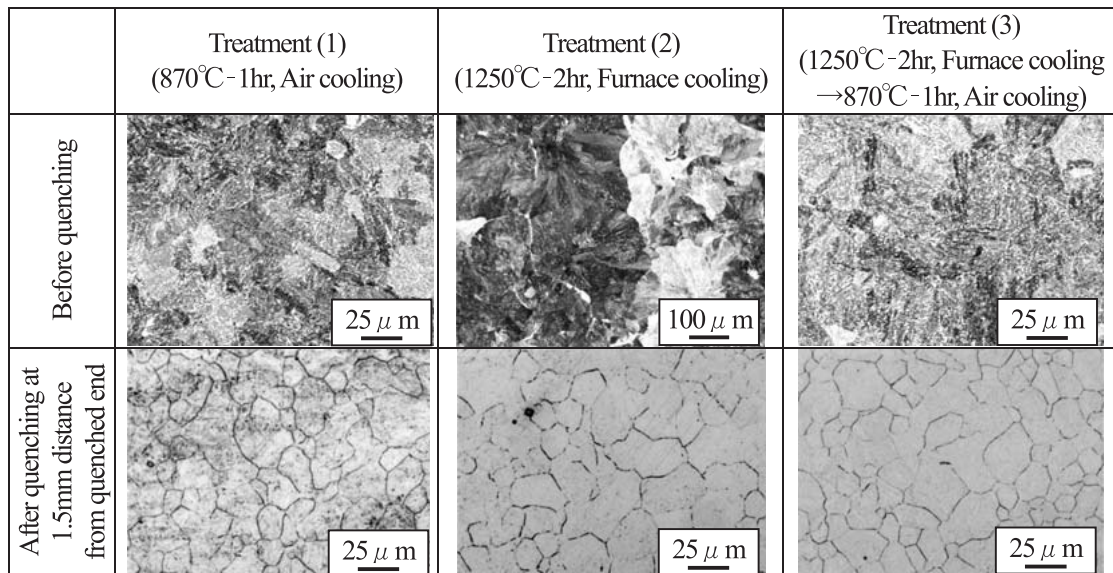


Fig.8 Optical micrographs of Steel F before and after quenching.

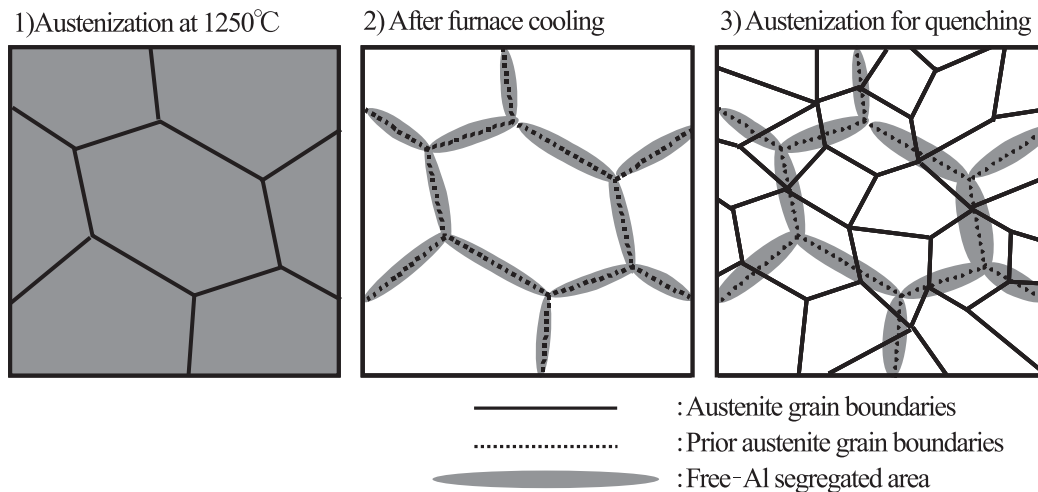


Fig.9 Model of free - Al distribution in high Al steels processed with Treatment (2).

理③に示したように、高温加熱 - 徐冷後に焼ならしを追加することで焼入性が回復したのは、焼ならしの加熱過程を通じて高温加熱 - 徐冷処理による固溶Alの偏析が緩和されたためと推定される。

#### 4.2 Alを活用したSCM440の靱性評価

Al添加による焼入性向上材の適用により、比較的質量効果の大きい部品でも焼入れ後の不完全焼入れ組織の低減によって靱性が改善されるものと期待される。そこで高Al-Ti材であるSteel Fの靱性を評価するため、-60℃から常温にかけてのシャルピー衝撃試験を行った。比較材として、Table 2にSteel Jとして化学成分を示した一般的なSCM440を用いた。両供試材共に100kg真空誘導溶解炉を用いて溶製、1150℃にてφ70mmに鍛伸した後、Fig.1に示した高温加熱 - 除冷後焼ならし（熱処理③）と同様の熱処理を行い、焼入れ温度850℃、焼戻し温度530～550℃（硬さ35HRC狙い）にて焼入焼戻しをし、JIS Z 2242に従い試験を行った。シャルピー試験片はVノッチ試験片で、鍛伸長手方向と平行に中周部から採取した。また、試験片の長手方向と平行な面を5%ナイタールにて腐

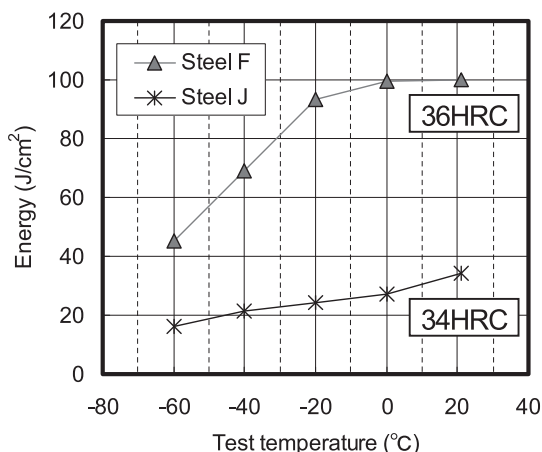


Fig. 10 Results of Charpy impact test by Ti bearing high-Al steels at Treatment (3).

食し、光学顕微鏡にて観察した。シャルピー衝撃試験結果をFig.10に示す。固溶Alの増量によって、Steel Fの衝撃値はSteel Jと比較して大きく改善され、-20℃においてはSteel Fを70J/cm<sup>2</sup>程度上回っており、比較的質量効果の大きいφ70mmの焼入焼戻し材においても優れた靱性を有する材料が得られた。Steel FおよびSteel Jにおけるミクロ組織写真をFig.11に示す。Steel Jはマルテンサイト組織中に不完全焼入れ組織であるベイナイト組織が散見されたのに対し、Steel Fは不完全焼入れ組織がほとんど認められない。すなわち、Steel Fは焼入性向上によって不完全焼入れ組織が抑制されたことで、大きく靱性が改善されたと考えられる。

#### 5. 結言

SCM440をベース鋼に用い、焼入性に及ぼす固溶Al量の影響、高Al材の焼入性に及ぼす熱処理の影響、およびAlを利用した焼入性改善材の靱性改善効果について調査した結果、以下の知見を得た。

- (1)高Al化によって焼入性は上昇した。これは添加した総Al量の内、AlNとして消費される量を除く“固溶Al量”の増加が主に寄与していると考えられる。ただし、Mn,Cr, Mo等の一般的な合金元素のように焼入性が合金元素添加量に応じて向上するのではなく、固溶Al量が0.025 mass%付近で大幅に焼入性が向上した後、焼入性は飽和する傾向が見られた。この理由として、焼入れ時のオーステナイト結晶粒界、もしくはその近傍に存在する固溶Al量が所定の量存在することで初めて焼入性向上作用を発揮するためと推定される。
- (2)高Al材に高温加熱（1250℃）- 徐冷処理を施すと、固溶Alの焼入性向上効果が低下することがわかった。この理由として、高温加熱 - 徐冷によって固溶Alが粗大な結晶粒界近傍へと偏在することで、それに続く焼入れ加熱時に生成する新たな結晶粒界において、有効に働く固溶Al

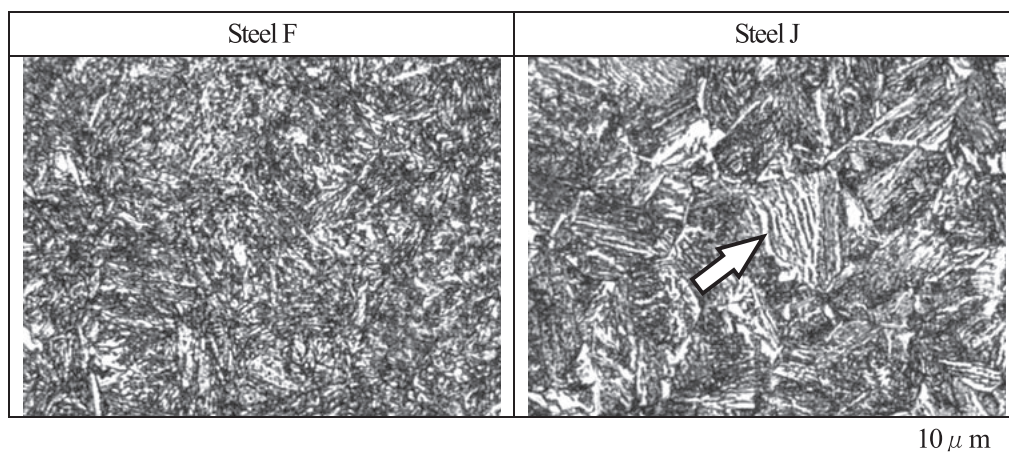


Fig. 11 Optical micrographs of Steel F and Steel J before Charpy impact test. (Arrows show bainitic microstructure)

が必要量に達しなかったためと推定した。ただし、高AI材においてもTiを添加することで、固溶AIを減少させるAIN生成の抑制および高温加熱時のオーステナイト結晶粒の粗大化を抑制するため、高温加熱 - 徐冷後も高い焼入性を維持できることを確認した。

(3)比較的质量効果の大きいφ70mm棒鋼の焼入焼戻し材において、高AI材は一般材と比較して不完全焼入れ組織の生成が抑えられ、大幅に靱性が改善されることを確認した。

以上の結果から、固溶AIを有効に活用する方法によって、Ni, Moのような合金元素の増加や、P,Snの大幅な低減、および結晶粒微細化といったコスト増加に繋がる手段に頼ることなく高靱性化することが可能であり、実用上極めて有効な手段であることを見出せた。

### 参考文献

- 1) 吉村 誠恒, 小林 弘昌, 福住 達夫:鉄と鋼, 69 (1983), 452.
- 2) 吉村 誠恒, 小林 弘昌, 山本 哲, 神谷 定雄, 浅野 正一:The Iron and Steel Institute of Japan, 80 (1994), 582.
- 3) 吉村 誠恒, 小林 弘昌:特殊鋼 29 (1980), 11, 36.
- 4) 間淵 秀里:山陽特殊製鋼技報 7 (2000), 1, 10.
- 5) 上野 正勝:鉄鋼材料の組織と特性に及ぼすボロンの影響, (社)日本鉄鋼協会編 (1999), 65.
- 6) 大和久 重雄:焼入性 求め方と活用, 日刊工業新聞社 (1979) .

### ■著者



石原 悠太郎



松本 康弘



藤松 威史



常陰 典正