

高周波焼入れを利用した旧オーステナイト粒微細化技術

The Method of Prior Austenite Grain Refining Using Induction Hardening

林 透	HAYASHI Tohru	JFE スチール	スチール研究所	棒鋼・線材研究部	主任研究員(課長)・工博
黒澤 伸隆	KUROSAWA Nobutaka	JFE スチール	棒線セクター部	主任部員(課長)	
山田 克美	YAMADA Katsumi	JFE スチール	スチール研究所	分析・物性研究部	主任研究員(課長)

要旨

自動車の足回り部品の高強度化を目的として中高炭素鋼高周波焼入れ部の旧オーステナイト粒径を超微細化する技術を開発した。旧オーステナイト粒径は Mo の添加量および高周波焼入れ時の最高加熱温度に大きく依存する。0.4mass%Mo 鋼で最高加熱温度を Ac3 直上とすることで旧オーステナイト粒径 $3\mu\text{m}$ の超微細粒組織となった。得られた高周波焼入れ部は 2 000 MPa 以上の引張強さと 10%以上の全伸びを示し、従来の焼入れ・焼もどし鋼と比較して優れた強度-延性バランスを示した。

Abstract:

A technique for obtaining ultra-fine prior austenite grain in the high frequency induction quenched portion for automotive parts was developed for increasing strength. The prior austenite grain size greatly depended on the maximum heating temperature of the induction quenching and the addition of Mo. Choosing maximum heating temperature of above Ac3 and adding up to 0.4 mass% of molybdenum make the prior austenite grain remarkably fine. The prior austenite grain size obtained was about $3\mu\text{m}$. The tensile properties of the induction quenched portion showed the tensile strength of more than 2 000 MPa and the elongation of more than 10%. The strength/ductility balance of the high frequency induction quenched portion is superior than that of conventional quenched and tempered steel.

1. はじめに

大きな社会問題となっている地球温暖化は工場だけでなく自動車からの CO₂ 排出も大きな原因の 1 つになっている。このため自動車の軽量化による燃費向上が大変重要で、高燃費車の販売台数が伸びている¹⁾。

自動車の CO₂ 排出抑制、燃費の向上という観点から「バネ下重量」と呼ばれる駆動系の部品重量を軽量化することが効率的といわれている。「バネ下重量」は等速ジョイント、ドライブシャフト、ハブ、プロペラシャフト、ディファレンシャルギアなどの重量の合計である。これらの部品には静ねじり強度、ねじり疲労強度、回転曲げ疲労強度、転動疲労強度が要求される。

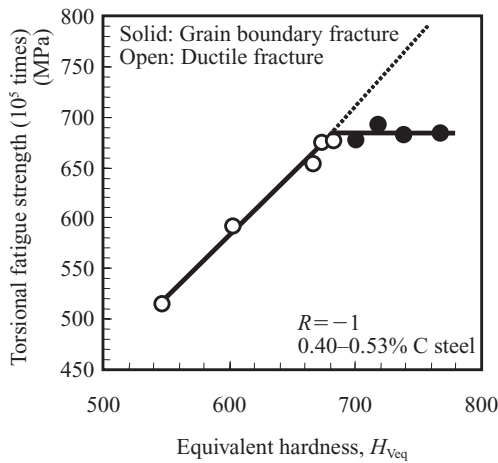
本論文では自動車足回り部品の高強度化、高疲労強度化を目的に工業的に利用可能な手段を用いて高周波焼入れ部

の旧オーステナイト粒径（以下、旧 γ 粒径）を微細化する技術を開発した²⁾ので報告する。

2. 組織微細化の必要性

高周波焼入れ部の高強度化のために炭素または合金成分を増加させる手段は、伸び、絞り、衝撃値を低下させる。また、高強度化が高疲労強度化に結びつかない場合も多い。図 1 に炭素鋼のねじり疲労強度に及ぼす相当硬さの影響の例を示す。相当硬さが Hv650 程度までは硬さの増加にともない、ねじり疲労強度も増加している。しかし、相当硬さ Hv700 以上では疲労強度の増加は認められない。この時、破壊形態は粒内延性破壊から旧オーステナイトの粒界破壊に移行している。この粒界破壊への移行が、高強度化しても疲労強度が向上しない主要因と考えられる。

粒界破壊は、粒界の結合強度が粒内の破壊強度より弱い場合に発生する。高木は結晶粒微細化による粒界の不純物濃度の低減と単位面積当たりの応力集中の低減が粒界強度



$$H_{veq} = \frac{1}{a^3} \int_0^a H(r) r^2 dr \quad \begin{array}{l} a: \text{Radius of parallel portion,} \\ H(r): \text{Hardness,} \\ r: \text{Distance from center}^{3)} \end{array}$$

図1 0.40~0.53C 鋼のねじり疲労強度と相当硬さの関係

Fig.1 Relation between torsional fatigue strength and equivalent hardness of 0.40~0.53% C steels

を向上させるとの計算結果をまとめている⁴⁾。すなわち、粒界破壊は結晶粒微細化により抑制できることになる。

自動車足回り部品では最も負荷がかかる部分に焼入れ・焼もどし処理を行って強化している。そのため従来、数多く研究されている高強度化、高靱性化を目的とした母材のフェライト粒の微細化⁵⁾ではなく、焼入れ部の旧 γ 粒の微細化が重要となる。

3. 組織微細化手法

3.1 元素の検討

旧 γ 粒を微細とするために有効な元素を探索する目的で JIS S48C をベースに種々の元素を添加した研究鋼塊を準備し、高周波焼入れ実験を行った。添加量は一定量の炭素と結合する量とし、前組織の影響を排除する目的で1段目に1000℃の加熱焼入れを実施し、それに続いて、所定の加熱温度で2段目の高周波焼入れを実施した。焼入れ部の旧 γ 粒は切断法で測定した。なお、旧 γ 粒の現出はすべて、微細 γ 粒界現出用に筆者らが開発した専用の腐食液（ガンマR液）^{6,7)}を用いて行った。図2示すようにMoがこれらの元素の中で最も旧 γ 粒微細化効果が大きいことが分かった。次に、Mo量を1.2%まで変化させた鋼塊を用いて同様に高周波焼入れ試験片を作成し、1パス目1000℃、2パス目900℃の高周波焼入れを行い、焼入れ部の旧 γ 粒径を測定した結果を図3に示す。結晶粒径の微細化効果はMo量を0.4mass%以上添加することではほぼ飽和した。

3.2 高周波加熱条件の検討

0.4mass%Mo 鋼を用い、高周波焼入れ条件の影響を検討した。高周波焼入れ時の加熱速度を40から1000℃/s、最

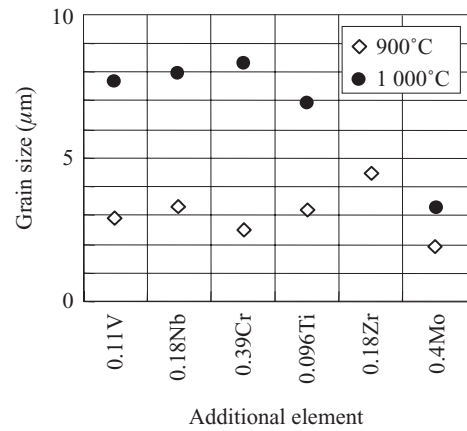


図2 種々の元素添加による旧 γ 粒微細化効果

Fig.2 Effect of additional element on prior austenite grain size

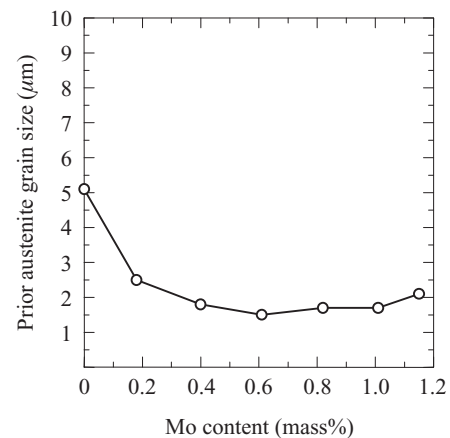


図3 Mo量の旧 γ 粒径におよぼす影響

Fig.3 Effect of molybdenum content on prior austenite grain size

高加熱温度を850から1000℃、および加熱後、水冷までの時間を0から1.5sと変化させて実験した。

図4に示すように、旧 γ 粒径に及ぼす加熱速度および加熱後水冷までの時間の影響は本実験範囲では小さく、ほぼ最高加熱温度で決定されることが分かる。

4. 微細化の追求

Mo添加と低温高周波加熱により得た旧 γ 粒微細組織鋼を以下、開発鋼という。開発鋼の化学成分を表1に示す。比較にJIS S53C相当材（以下、S53C）を用いた。開発鋼は研究鋼塊を用い1200℃で1h保持後 $\phi 60$ に熱間鍛造し、850℃×1h空冷のノルマ処理を施し製造した。比較のS53Cは現場出鋼、現場圧延により製造した工程材を用いた。得られた棒材の直径の1/4位置（以下、D/4位置）の棒材軸方向（L方向）からマイクロ引張試験片を採取し、1パス目の最高加熱温度が1050℃、2パス目のそれは850℃から1150℃に変化させた高周波焼入れを行い、その後

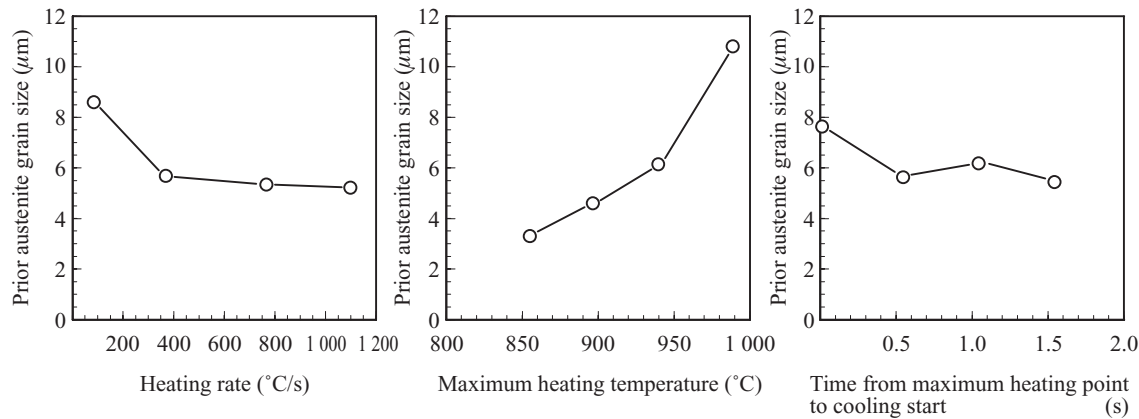
図4 旧 γ 粒径に及ぼす加熱速度、最高加熱温度、加熱後水冷までの時間の影響

Fig. 4 Effect of heating rate, maximum heating temperature, and time from maximum heating point to cooling start on prior austenite grain size

表1 供試鋼の化学組成

Table 1 Chemical composition of steels

(mass%; B, N, O: ppm)											
Steel	C	Si	Mn	P	S	Al	Mo	Ti	B	N	O
Developed steel	0.48	0.74	0.61	0.013	0.015	0.027	0.40	0.025	24	42	10
S53C	0.53	0.21	0.87	0.015	0.006	0.027	Cr=0.15		—	52	10

170℃ × 30 min の焼戻し処理を行った。ミクロ組織は平行部を切断し、ガンマ R により現出した。

ミクロ組織の代表例として炭素量 0.53% の開発鋼と比較の S53C を写真 1 に示す。2 パス目の最高加熱温度を 950℃ とすると開発鋼の旧 γ 粒径は S53C 鋼の 12.4 μm に対して 2.9 μm と微細である。また、前出したように高周波焼入れ 2 パス目の最高加熱温度が低くなる程、旧 γ 粒径が小さくなる事が分かる。

次に、旧 γ 粒微細化の極限を目指し以下の実験を行った。
板厚 35 mm まで 1 100℃ に加熱後板圧延し、次いで板厚

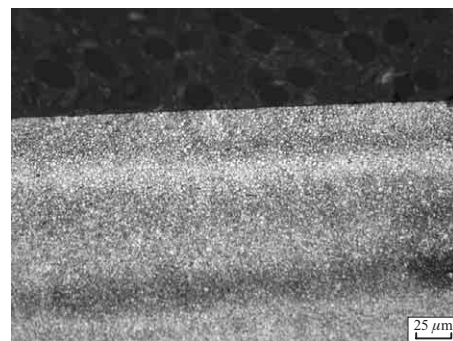


写真 2 冷間圧延、高周波焼入れ、焼もどし後の旧 γ 粒組織
Photo 2 Prior austenite microstructure of the steel after cold rolling, induction heating, tempering

16.5 mm まで冷間圧延した。この材料から高周波焼入れ用試験片を採取し、1 パス目 1 100℃、2 パス目 870℃ の高周波焼入れを行い、170℃ × 30 min の焼もどしを行った。試験片を切断し、ガンマ R によりミクロ組織を現出した。本方法により写真 2 に示す高周波焼入れ部の平均旧 γ 粒径が 1.5 μm の均一な旧 γ 粒組織が得られた。

5. 開発鋼の基本特性

5.1 引張特性

図 5 に開発鋼の公称応力、公称ひずみ曲線 (stress strain curve: 以下、SS カーブ) および破面の SEM 写真を示す。SS カーブはラウンド型で 2 000 MPa 以上の引張強さと 10% 以上の全伸びを示した。また、その破面は延性破面であった。開発鋼および従来焼入れ・焼もどし鋼 (以下、QT

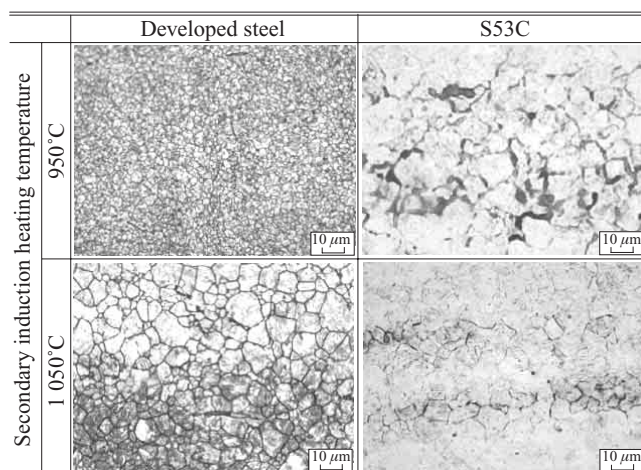


写真 1 高周波焼入れ部の旧 γ 粒組織 (ガンマ R エッチング、いずれも 1 パス目 1 050℃)

Photo 1 Prior austenite microstructure of induction heated portion (Gamma R etchant; First induction heating temperature is 1 050°C)

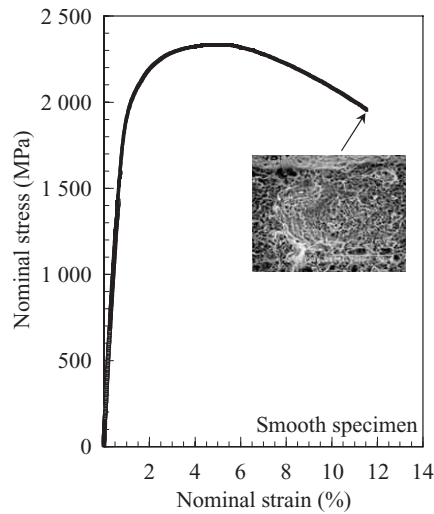


図5 開発鋼のSSカーブと破面

Fig.5 SS curve and fracture surface of developed steel

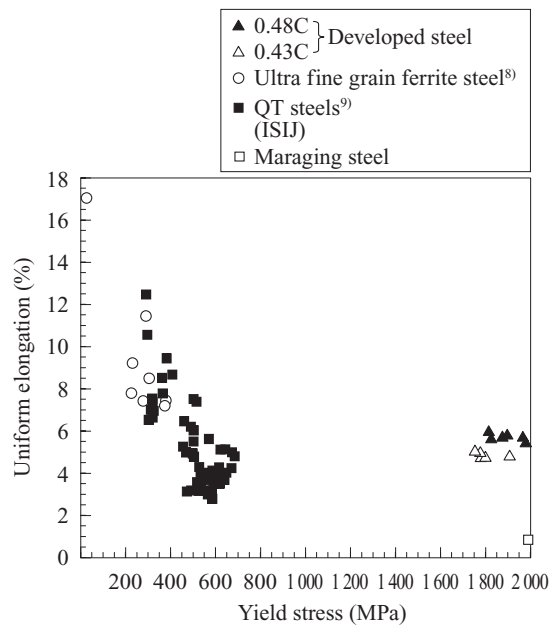


図6 降伏応力と均一伸びの関係

Fig.6 Relation between uniform elongation and yield stress

鋼)の均一伸びと降伏応力(以下、YS)の関係を図6に示す。従来QT鋼の均一伸びはYSが600MPaを超えると5%程度になるのに対して、開発鋼はYSが1700MPa以上でも5%近い均一伸びを示す。

5.2 回転曲げ疲労特性

回転曲げ疲労試験は開発鋼およびS53Cをそれぞれを用い、棒材のD/4位置L方向から平行部をφ4mmに試験片加工し行った。開発鋼、S53C鋼ともに1020℃、1パスの高周波焼入れを行った。開発鋼、S53C鋼ともに試験片芯部まで完全に焼きが入っていることを確認した。その後、オイルバスにて170℃×30minの焼もどしを行った。得られた試験片の平行部を機械研磨し、試験に供した。試験は

Symbol	Steel	Grain size (μm)	Induction heating temp. (°C)
○	Developed steel	2.1	1020–867
△	S53C	15.4	1020

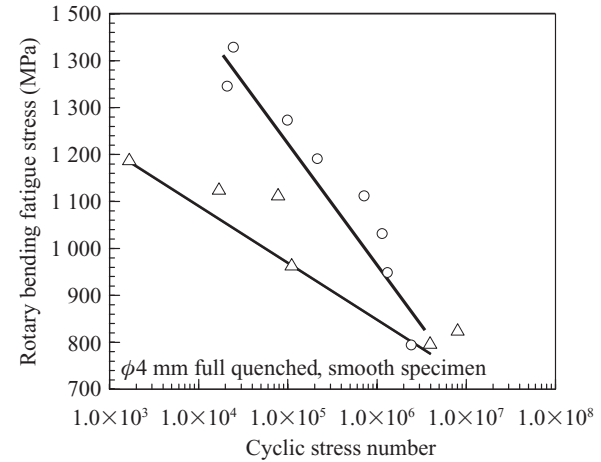


図7 開発鋼のS53Cに対する疲労強度比較

Fig.7 Comparison of fatigue strength between developed steel and S53C

表2 回転曲げ疲労試験片の表面残留応力

Table 2 Residual stress of rotary bending fatigue specimen

Steel	Residual stress (MPa)	
	L direction	Cdirection
Developed steel	−439	−123
S53C	−482	−89

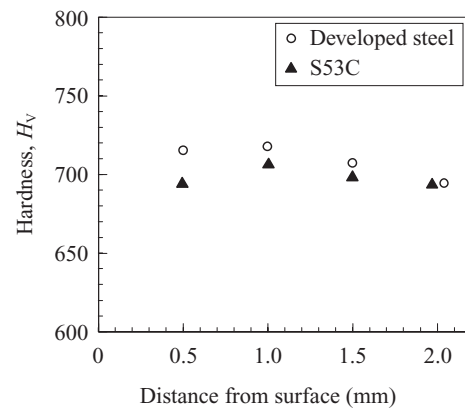


図8 回転曲げ疲労試験片の硬さ分布

Fig.8 Hardness distribution of rotary bending fatigue specimen

小野式回転曲げ疲労試験機を用いて行った。

結果を図7に示す。開発鋼の回転曲げ疲労強度は、高応力側(1.0×10⁵回未満)では、S53C鋼のそれより20%以上高かった。しかし、疲労限付近はほぼ同等の疲労強度になった。試験前の試験片の残留応力を表2に、断面硬さを図8に示す。開発鋼とS53C鋼の残留応力、硬さは差がなかった。両鋼の旧γ粒径はそれぞれ2.1μmおよび15.4μm

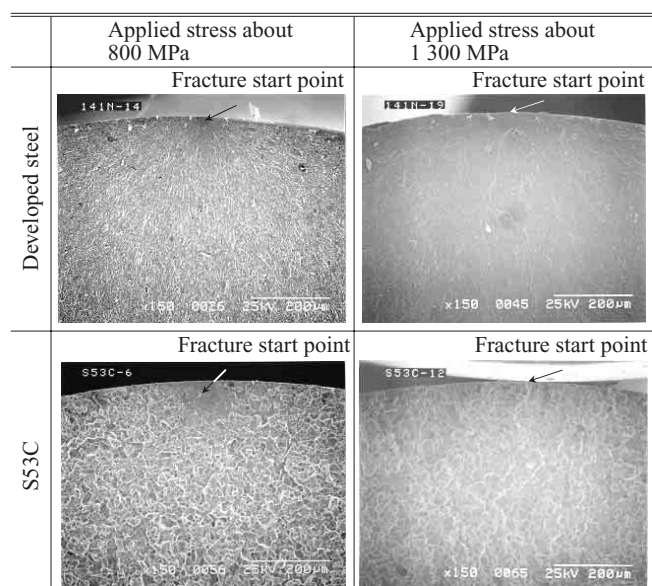


写真 3 回転曲げ疲労試験片の起点写真

Photo 3 Fracture start point of rotary bending fatigue specimen

であった。写真 3 には、負荷応力約 800 MPa および約 1300 MPa での、開発鋼および S53C 鋼の回転曲げ疲労試験片起点写真を示す。負荷応力約 800 MPa ではいずれの鋼も介在物起点（以下、fish eye）となっているが、約 1300 MPa ではいずれも表面起点となった。また、S53C 鋼は fish eye 以外の部分は粒界破壊になった。

以上より、開発鋼は S53C 鋼と比較して旧 γ 粒径が微細になり、粒界破壊しにくくなることが分かった。これにより、高応力側では S53C 鋼よりも高い疲労強度を示し、旧 γ 粒微細化が疲労強度の向上に寄与したと考えられる。しかし、疲労限はほぼ同等となった。これは起点が fish eye であったことから、粒界破壊の影響よりもむしろ介在物の影響を強く受けたためと推察される。したがって、次の段階としてさらに疲労強度を向上するためには、清浄度の向上が必須であると考えられる。

6. 組織微細化のメカニズム

開発鋼と S53C では前組織の影響を除去しても達成される旧 γ 粒は異なり、Mo 無添加では超微細化は困難なこと

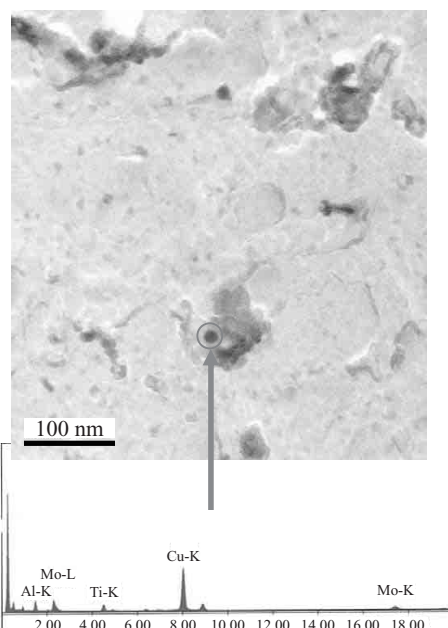


図 9 開発鋼の焼入れまま組織からの Mo 析出物の透過電子顕微鏡写真（抽出レプリカ試料）および矢印部分からのエネルギー分散型 X 線分光法スペクトル

Fig.9 Transmission electron microscopic photo of molybdenum precipitation and energy dispersion X-ray spectrum from precipitation indicated by arrow

が分かる。以下に Mo の効果について考察する。旧 γ 粒界の粒成長抑制効果としては析出物による旧 γ 粒界のピン止め効果¹⁰⁾、固溶溶質元素による元素の旧 γ 粒界への固着によるドラッグ効果¹¹⁾が考えられる。図 9 に開発鋼の高周波焼入れ部の TEM（透過型電子顕微鏡）観察例を示す。Mo、Ti の複合析出物が観察されるが、粒界への優先析出は認められなかった。また電解抽出残渣の高輝度放射光を用いた析出率評価からも Mo の析出量は 30% 以下であり、高周波焼入れ前後の析出量変化は少ない。多くの Mo は固溶状態にあると推定されるが、図 10 に示すように粒界への偏析は認められないため、ドラッグ効果を積極的に支持するデータはない。以上から、固溶 Mo の効果として炭素との相互作用を通しての粒成長抑制機構を提案する。Mo はオーステナイト中で C と相互作用をするが、その結合力は、Ti、Nb などの強い炭化物形成元素よりは小さい。この Mo 添加が微細化に最も寄与することから、高周波焼入れ

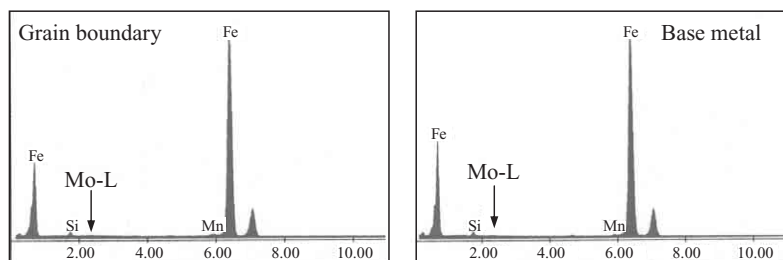


図 10 エネルギー分散型 X 線分光法による点分析結果

Fig.10 Result of Point analysis using energy dispersion X-ray spectroscopy

のように短時間加熱における粒成長は、Cの拡散を抑制することを通して寄与していると考えられる。

7. おわりに

地球温暖化ガス排出抑制、省資源のため自動車の足回り部品を高強度化可能な結晶粒微細化技術を開発した。本技術を用いた鋼をFine γ として商標登録¹²⁾した。Fine γ は工業的に製造可能な、Mo添加および高周波焼入れ条件の最適化により焼入れ部の旧 γ 粒径を微細化した鋼である。Fine γ は2 000 MPa以上の引張強さと10%以上の全伸びを示し、従来のQT鋼と比較して優れた強度-延性バランスを示す。

参考文献

- 1) 日本経済新聞. 2008-09-08, 朝刊9面.
- 2) Omori, Yasuhiro; Hayashi, Tohru; Kurosawa, Nobutaka; Uwai, Kiyoshi; Hase, Kazukuni; Kimura, Hideto; Toyooka, Takaaki. International Conference on New Developments in Long and Forged Products. Metallurgy and Applications. 2006-06-4-7, Winter Park, Colo.
- 3) 越智達朗, 蟹澤秀雄, 佐藤洋, 渡邊忠雄. 鉄と鋼. 1997, vol. 83, p. 665.
- 4) 高木節雄. 高純度鋼と材料特性. 日本金属学会九州支部・日本鉄鋼協会九州支部. 第86回講演討論会資料. 1995, p. 1.
- 5) 辻伸泰. 鉄と鋼. 2002, vol. 88, p. 359.
- 6) 特許出願公開番号. 特開 2005-241635.
- 7) 登録商標. 登録第 4840541 号.
- 8) 林透, 鳥塚史郎, 三井達郎, 津崎兼彰, 長井寿. CAMP-ISIJ. 1999, vol. 12, p. 385.
- 9) 藤岡政昭, 吉江淳彦, 岡本健太郎. 特基研究会変形特性の予測と制御部会報告会報告書「変形特性の予測と制御」. 日本鉄鋼協会. 1994, p. 287.
- 10) 高木節雄, 津崎兼彰. 材料組織学. 朝倉書店. 東京. 1999, p. 85.
- 11) 末広正芳. 材料とプロセス. 1998, vol. 11, p. 578.
- 12) 登録商標. 登録第 4783038 号.



林 透



黒澤 伸隆



山田 克美