

中炭素冷間鍛造用棒線材の開発

Development of Middle-Carbon Steel Bars and Wire Rods for Cold Forging

門 田 淳*
Atsushi MONDEN宮 西 慶
Kei MIYANISHI山 崎 真 吾
Shingo YAMASAKI越 智 達 朗
Tatsuro OCHI

抄 録

自動車部品の足回り部品、パワートレイン(シャフト、歯車等)の部品の多くは、特殊鋼棒線を鍛造、切削加工、熱処理(焼鈍、浸炭)を施し製造されている。冷間鍛造は熱間鍛造に比べ、鍛造後の寸法精度が高く鍛造後の仕上げ切削加工の簡省略によるコスト削減が期待できる。既に低炭素鋼、肌焼鋼においては、TMCP技術と成分設計の組合せにより冷間鍛造用軟質鋼を開発し、熱間鍛造部品の冷間鍛造化に対応してきたが、近年は中炭素鋼においても冷間鍛造適用の要求が強い。中炭素鋼の冷間鍛造適用の要求に応えるために開発した中炭素冷間鍛造用鋼“スーパーフォージ鋼(SF鋼)”について紹介した。

Abstract

Many mechanical parts for automotive powertrain and undercarriage are manufactured in forging, machining, and heat treatment using special steel bars and wire rods. Cold forging can give more precise dimensions than hot forging, therefore machining cost can be greatly reduced by converting hot forging to cold forging. Although Nippon Steel Corporation already developed softened low-carbon steels for cold forging by applying TMCP technology to bar and wire rod rolling processes, demands for middle-carbon steels for cold forging have arise recently. This paper outlines the development of middle-carbon steel bars and wire rods for cold forging “Super Forging steel (SF)”.

1. 緒 言

自動車部品の足回り部品、パワートレイン(シャフト、歯車等)部品の多くは特殊鋼棒線に鍛造、切削加工、熱処理(焼鈍、浸炭)を施して製造されている。鍛造後の切削加工は部品製造コストの約70%を占めており、そのコスト削減が求められている。冷間鍛造は熱間鍛造に比べ鍛造後の寸法精度が高く、表1に示すように仕上げ切削加工の簡省略が期待できることから、熱間鍛造部品の冷間鍛造化への要求が高まっている。冷間鍛造は熱間鍛造に比べ鍛造時の変形抵抗が高いため、これまで低炭素鋼や肌焼鋼(0.1

~0.3%C)の冷間鍛造化が進められているが、低炭素鋼や肌焼鋼でも圧延ままでは金型寿命の低下を招くため、冷間鍛造前に焼鈍する必要がある。また、複数回鍛造する工程において、軟質化やひずみを除去するために中間焼鈍を実施する場合もある。

新日本製鐵ではこれまで、焼鈍省略を目的に軟質冷間鍛造用鋼“マイルドアロイ”^{1,2)}、“スーパーマイルド鋼”^{3,4)}を開発し既に実用化している。マイルドアロイとは、肌焼部品用途として、JIS SCM420等の低合金鋼の棒線圧延工程においてThermo Mechanical Control Process(TMCP)技術を適用し、フェライト・パーライト変態の促進と徐冷の組

表1 部品製造プロセス
Manufacturing processes of mechanical parts

Steel type	Process				
Low-carbon steel	Rolling	→	Hot forging	Machining	Carburizing
Low-carbon steel	Rolling	Annealing	Cold forging	→	Carburizing
Middle-carbon steel	Rolling	Annealing	Cold forging	→	Induction quench & tempering

* 室蘭技術研究部 研究員 北海道室蘭市仲町12 〒050-8550

合せにより、ベイナイトの生成を抑制し、圧延後の焼鈍を省略可能としたものである。“スーパーマイルドアロイ”は、“マイルドアロイ”よりさらなる軟質化を目指し、低合金鋼において、硬さ低減のために固溶強化元素であるSi, Mnの低減と、圧延工程でのフェライト分率向上と調質熱処理における焼入性の確保を目的にB添加することで成分を最適化したものであり、これを炭素鋼へ適用したものが“スーパーマイルドSC”である。

一方、図1、図2に示すように中炭素鋼(0.3~0.6%C)は、低炭素鋼や肌焼鋼に比べ低変形能、高変形抵抗であり、冷間鍛造に適用することは技術的、コスト的に難易度が高い。しかし表1に示すように、炭素量が高いが故に高周波焼入れ(処理時間は数秒から数分)によって部品としての必要強度を与えることが可能なため、処理時間の長い浸炭処理(通常4時間程度)を省略できるという大きな利点があり、最近では中炭素鋼についても冷間鍛造化の要求が強い。本報では中炭素鋼への冷間鍛造適用の要求に応え

るために開発された中炭素冷間鍛造用鋼“スーパーフォージ鋼(SF鋼)”について述べる。

2. 冷間鍛造用鋼の変形能向上と変形抵抗低減の考え方

2.1 変形能と組織の関係

中炭素鋼は冷間鍛造直前に球状化焼鈍(SA:Spheroidizing Annealing)が施される。フェライトマトリクス中に球状セメントライトが分散しているのがSA後組織の特徴である。JIS S55C鋼を用いた据込み試験⁵⁾によって得られた限界圧縮率とフェライト粒径およびセメントライト粒径の関係を図3、図4に示す。10mm径×15mm長の切欠き(深さ0.8mm, 曲率半径0.15mm)付き円柱試験片を溝付き台座で端面を拘束して圧縮し、変形前の試料高さ H_0 、割れ発生限界における試料高さ H を用い、限界圧縮率(%)を $(H_0 - H)/H_0 \times 100$ として求めた。セメントライトの球状化度と絞りの関係を図5に示す。球状化度はJIS G3539で定められた方法により求め、球状化番号が小さい程良好な球状化組

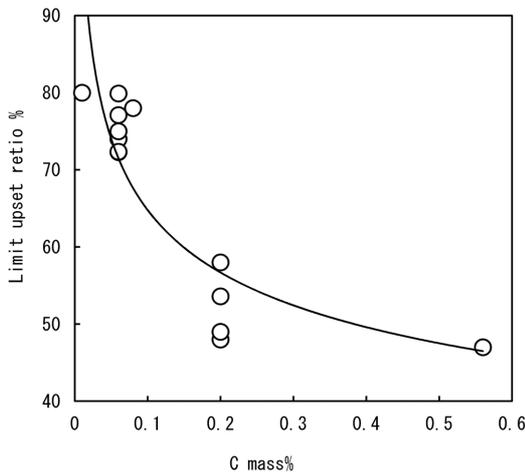


図1 変形能に及ぼす炭素量の影響
Influences of carbon concentration on the deformability

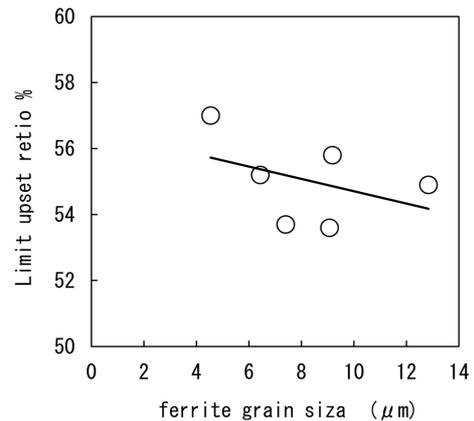


図3 変形能に及ぼすフェライト粒径の影響
Influences of ferrite grain size on deformability

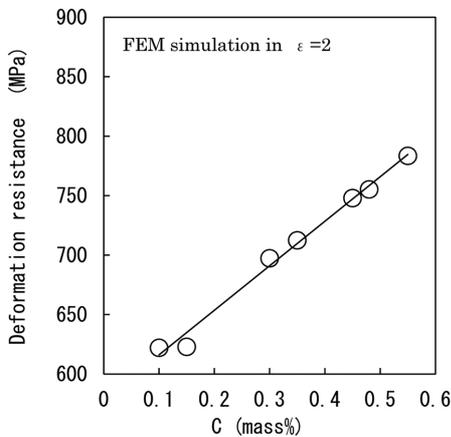


図2 変形抵抗に及ぼす炭素量の影響
Relationship between deformation resistance and carbon concentration

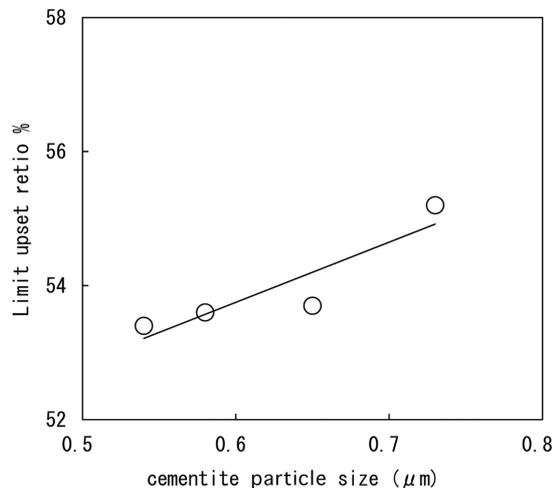


図4 変形能に及ぼすセメントライト粒径の影響
Influences of cementite particle size on deformability

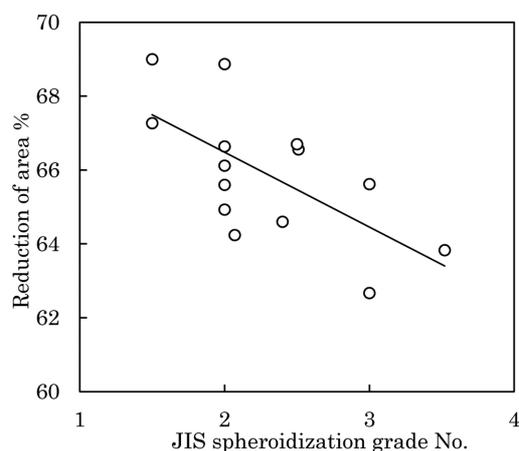


図5 球状化率と絞りの関係

Relationship between reduction of area and spheroidization degree

織である事を示す。フェライトの微細化，セメントタイトの粗大化と球状化度の向上により限界圧縮率，絞りが向上し，変形能が向上することが分かる。

2.2 変形抵抗と組織の関係

変形抵抗は鋼材の硬さと加工硬化挙動に依存する。特に鋼材の硬さの影響は大きく，鋼材の軟質化が重要である。SAを施したJIS S55C鋼について，フェライト粒径，セメントタイト粒径，フェライトマトリクス組成から各強化因子を計算した。固溶強化量はThermo-Calcにより計算した300℃におけるフェライトの平衡濃度 ($C = 1.3 \times 10^{-5} \text{wt\%}$, $\text{Cr} = 0.08 \text{wt\%}$, $\text{Mn} = 0.25 \text{wt\%}$)を用い，文献値⁶⁾より55MPaとした。結晶粒微細化による強化量は剛性率(G)80GPa，フェライト粒界の臨界強度(τ^*)4.5GPa⁷⁾，バーガースベクトル(b)は鉄の格子定数より0.25nm，図2，図4の平均フェライト粒径(d_a)から(1)式のHall-Petch則を用いて求めた。

$$\sigma_y = 2 \sqrt{\frac{Gb \tau^*}{d_a}} \quad (1)$$

粒子分散による強化量は，剛性率(G)，バーガースベクトル(b)，転位の線張力係数(β)0.8⁸⁾，状態図より求めたセメントタイトの理論体積率(f)7.9%，平均セメントタイト粒径(d_θ)から式(2)⁸⁾，式(3)より求めた。

$$\lambda = \left(1.25 \sqrt{\frac{\pi}{6f}} - \frac{\pi}{4} \right) d_\theta \quad (2)$$

$$\sigma_y = \frac{4\beta Gb}{\lambda} \quad (3)$$

上記理論式は降伏応力(σ_y)が計算されるため硬さへの換算が必要である。引張強さ(kgf/mm)は硬さの約1/3の相関があり，引張強さは実験値より降伏応力+130MPaと近似できるため，

$$HV = \frac{\sigma_y + 130}{9.8 \times 3} \quad (4)$$

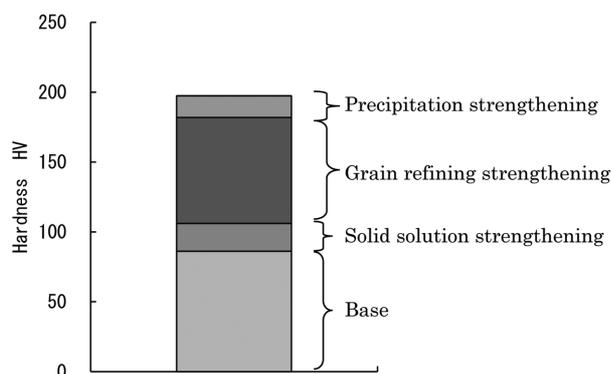


図6 球状化焼鈍材の硬さ(JIS S55C)
Hardness of the spheroidizing annealed steel (JIS S55C)

として換算した。転位強化量は，球状化焼鈍により転位密度が十分低いと考えられるので，考慮していない。

以上の方法で強度を計算した結果を図6に示す。フェライトの結晶粒微細化強化が最も支配的であり，次いで固溶強化，セメントタイトの粒子分散強化の影響が大きい。したがって，変形抵抗の低減にはフェライトの粗大化による軟質化が有効である。冷間鍛造割れは，据込み，つば出し，ヘッディングなど素材の表層近傍が強く加工され，発生することが多い。従って，変形能が求められる表層はフェライトを微細化，セメントタイトを粗大化し，変形能が表層ほど必要でない棒線中心部のフェライトを粗大化することで，部品成型の際の高変形能と低変形抵抗の両立が可能になる。鋼材成分としては，“スーパーマイルド鋼”で確立した技術を用い，固溶強化元素であるSi，Mnを低減し，焼入れ性の低下を補償するために固溶強化量の小さいBを添加することで，さらに変形抵抗を低減することが可能である。

3. “スーパーフォージ鋼”の製造プロセス

前章で述べた，冷間鍛造性に優れた組織を圧延棒鋼で得るために，低温圧延と棒鋼の直接水冷設備DSQ(Direct Surface Quench)⁹⁾，オフラインSAを組合せたプロセスを構築し，冷間鍛造性に優れた“スーパーフォージ鋼”を開発した。

3.1 制御圧延+DSQ

室蘭製鐵所棒鋼工場の設備概要を図7に示す。圧延機は，粗圧延機コンパクトミル4パス，中間圧延機4パス，第1仕上げ圧延機(4パス)，第2仕上げ圧延機(6パス)，RSB(Reducing & Sizing Block，3ロール4パス)から構成される。圧延機間に中間水冷帯があり，高能率で制御圧延が可能である。RSBは高剛性圧延機であり制御圧延においても，冷間鍛造用鋼に必要な寸法精度を確保できる¹⁰⁾。DSQの水冷装置は仕上げ圧延機の直後に配置されている。制御圧延直後にDSQ水冷装置を設けることで，効率良く

冷却することが可能である。圧延後の棒鋼はDSQ水冷装置を通材することで加速冷却され、表面が焼入れされる。DSQ水冷装置通過後は棒鋼内部の顕熱によりセルフテンパーされる。写真1, 2で示すように、表層部は焼戻しマルテンサイトもしくはベイナイト、中心部はフェライト・

パーライトの組織が得られる。

3.2 球状化焼鈍 (SA)

中炭素鋼のSAは一般的に図8に示されるヒートパターン、いわゆる徐冷法により実施される。

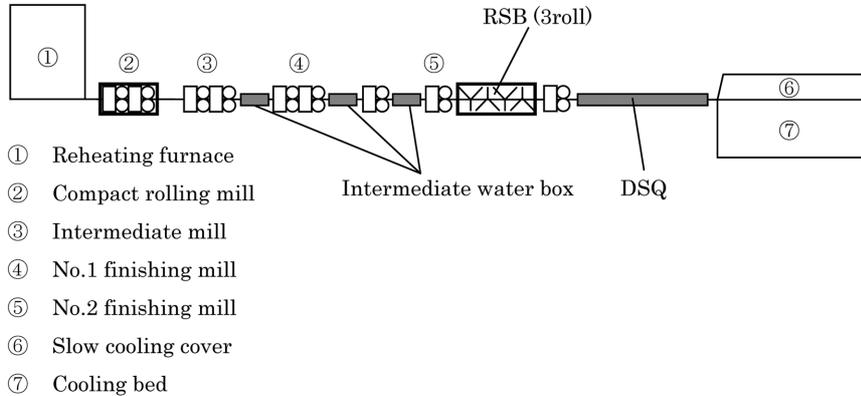


図7 室蘭棒鋼工場レイアウト
Layout of Muroran bar mill

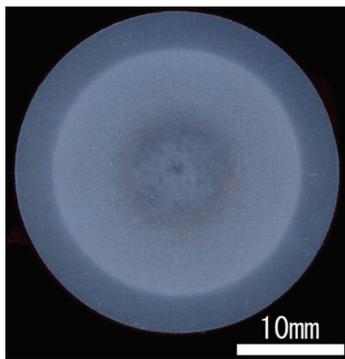


写真1 マクロ組織(30mm φ, JIS S45C)
Macrostructure (30mm φ, JIS S45C)

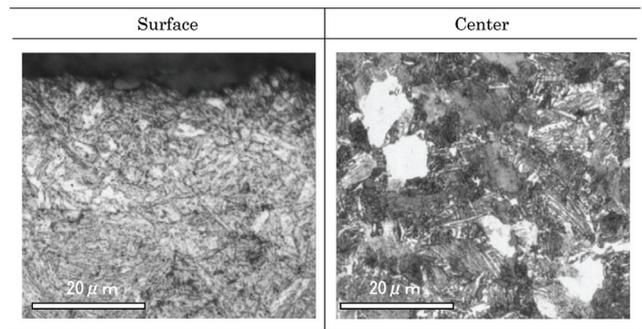


写真2 ミクロ組織(30mm φ, JIS S45C)
Microstructure (30mm φ, JIS S45C)

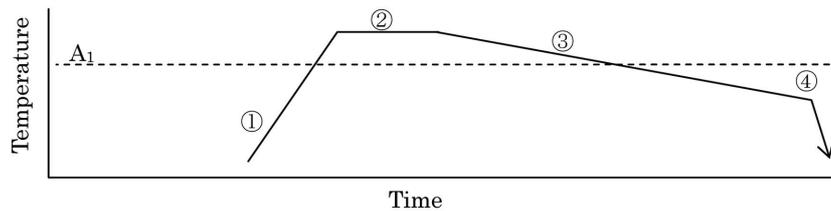
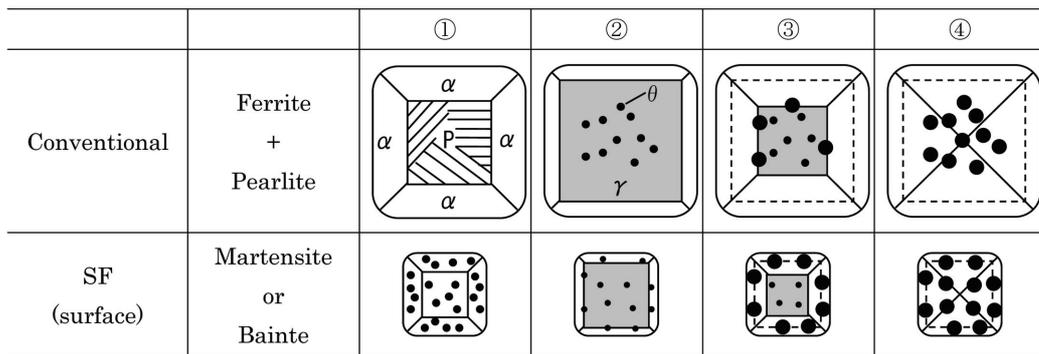


図8 SAでのセメンタイトの球状化メカニズム
Spheroidizing mechanism of cementite in annealing process

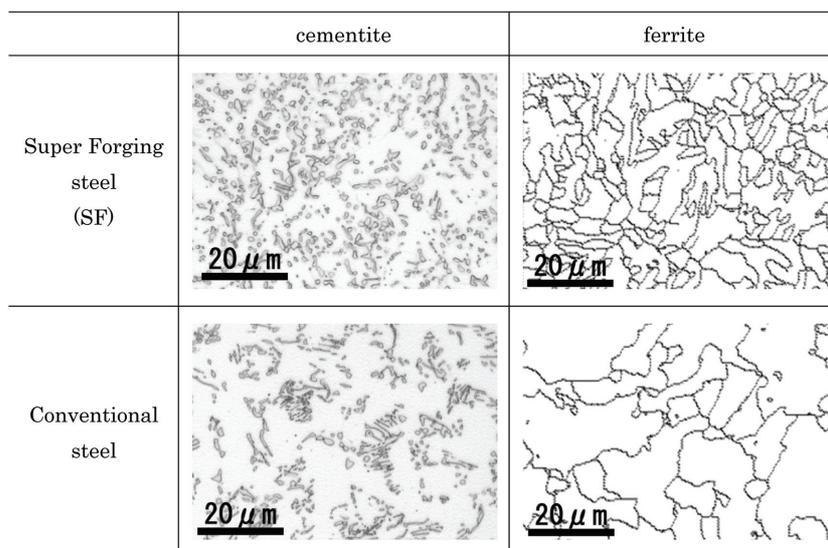


写真3 SA後の表層マイクロ組織
Surface microstructure after spheroidizing annealing

- ① 従来鋼のSA前組織は圧延で得られたフェライト・パーライト組織であるのに対し、SF鋼の表層部は焼入れ組織である。
- ② A_1 点温度以上の二相域に加熱する。セメンタイトは完全に溶解させず一部残存させる。
- ③ 残存したセメンタイトを核として球状セメンタイトが成長可能な速度で冷却し、セメンタイトを粗大化させる^{11,12)}。
- ②のSA加熱保定时に未溶解セメンタイトを残存させるため、セメンタイト安定化元素としてCrを0.1%程度添加している¹³⁾。Crを添加しない場合、SA加熱保定时に完全にセメンタイトは溶解し、徐冷過程でパーライト(再生ラメラ)が生成する。

フェライト・パーライト組織をSAする場合、パーライト中のセメンタイトの溶解が不十分であるとラメラセメンタイトが残存する。一方、セメンタイトの溶解が過剰であると球状セメンタイトの成長のための核が少なくなるため、徐冷時にパーライト(再生ラメラ)が生成し易い。したがって、前組織をフェライト・パーライトとしたSAでは、ラメラセメンタイトが存在しない球状化度の良好な組織を得ることは困難である。

一方、SF鋼の場合、表層部はDSQにより得られた焼戻しマルテンサイトもしくはベイナイト組織がSAの前組織となる。したがってSA加熱保定时にラメラセメンタイトが残存することはなく、焼戻しで析出したセメンタイトの一部を残存させることにより、徐冷時にこれを核にして球状セメンタイトを成長させることで、球状化度が良好なセメンタイトが均一に分散した組織を得ることができる。中心部は焼入れ組織ではなくフェライト・パーライト組織がSAの前組織となるため、SA後も表層部に比べフェライト

は粗大な組織となる。

4. “スーパーフォージ鋼”の組織、変形能、変形抵抗

JIS S55C鋼の、SF鋼と従来鋼のSA後の表層のセメンタイトとフェライトの観察結果を写真3に示す。セメンタイトは光学顕微鏡、フェライトはScanning Electron Microscope (SEM) – Electron Back Scattering Diffraction (EBSD)で結晶方位差 15° 以上を粒界として観察した。SF鋼は従来鋼に比べラメラセメンタイトは無く均一に分散しており、フェライトは微細化していることが分かる。

SF鋼と従来鋼の限界圧縮率を図9に示す。SF鋼は従来材と比較し限界圧縮率が約6%向上し、変形能が向上することが分かる。SF鋼と従来鋼の変形抵抗を図10に示す。SF鋼は変形抵抗の上昇が抑制されており、従来鋼とほぼ同程度である。SF鋼の適用により、加工度が高い冷間鍛

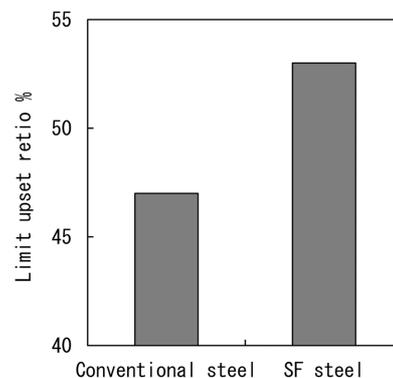


図9 従来鋼とSF鋼の変形能
Deformability of the conventional steel and super forging steel (SF)

造部品における中間焼鈍の省略や、限界割れの観点から従来冷間鍛造化が困難であった部品への適用拡大が期待される。軟質化鋼としてSi, Mnを低減しBを添加することで成分を最適化したスーパーマイルドSCとSF鋼を組み合わせることで、変形能の向上と変形抵抗の低減を兼備することも可能である。JIS S48Cの従来鋼とスーパーマイルドSC + SF鋼の変形抵抗を図11に示す。スーパーマイルドSC

+SF鋼とすることで変形抵抗が従来鋼より低下している。これにより変形能を劣化させることなく、金型寿命の向上が期待される。

5. 結 言

自動車部品の製造コスト削減、省エネルギーを実現可能な、中炭素冷間鍛造用鋼“スーパーフォージ鋼”の開発について述べた。焼鈍省略、切削加工簡省略の要求は強く、鋼材に対する要求は、年々高度化してきている。鋼材の特性を最大限に引き出す事により工程の簡省略化を図っていくことが、今後益々重要になっていくと考えられる。

参照文献

- 1) 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)
- 2) 岡俊 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)
- 3) 樽井敏三, 田代 均, 佐藤 洋, 高橋稔彦: CAMP-ISIJ. 2, 1760 (1989)
- 4) 越智達朗, 高田啓督, 久保田学, 蟹澤秀雄, 内藤賢一郎: 新日鉄技報. (370), 11 (1999)
- 5) 冷間鍛造分科会材料研究班: 塑性と加工. 22, 139 (1981)
- 6) 日本金属学会: 鉄鋼材料 鋼材・現代の金属学 材料編4.2版. 東京, 丸善, 1985, p. 57, 87
- 7) 高木節雄: 第191・192回西山記念講座 日本鉄鋼協会編. 2007, p. 2
- 8) 北浦知之, 飛鷹秀幸, 土山聡宏, 高木節雄: 鉄と鋼. 91, 796 (2005)
- 9) 安沢典男, 矢崎 尚, 高橋武司, 坂口聡, 長谷川光一, 原田武夫: 鉄と鋼. 73, S1136 (1987)
- 10) 関 隆一, 長谷川光一, 中島健治, 吉村康嗣: 新日鉄技報. (386), 20 (2007)
- 11) Ochi, T., Koyasu, Y., Mori, T.: Heat & Surface '92 Kyoto. 1992, IFHTSE
- 12) 越智達朗, 森 俊道, 奥野嘉雄: CAMP-ISIJ. 3, 1830 (1990)
- 13) 越智達朗, 子安善郎: CAMP-ISIJ. 4, 2046 (1991)

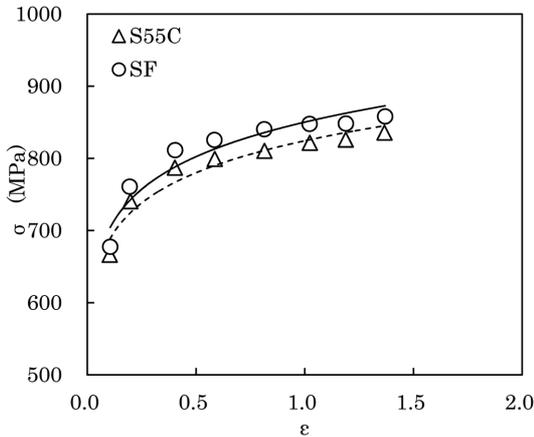


図10 従来鋼とSF鋼の変形抵抗

Deformation resistance of the conventional steel and super forging steel (SF)

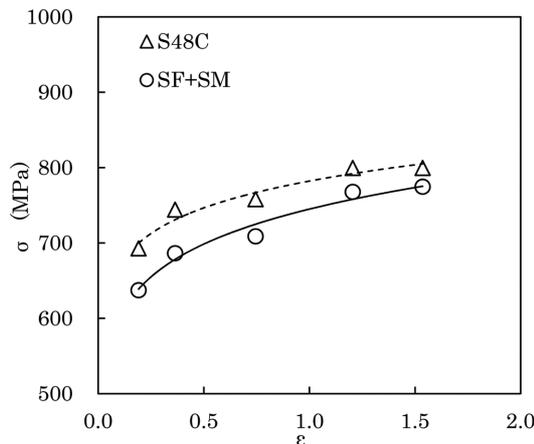


図11 SF鋼+スーパーマイルドSC (SM)の変形抵抗

Deformation resistance of the super forging steel (SF) + super mild SC steel (SM)



門田 淳 Atsushi MONDEN
室蘭技術研究部 研究員
北海道室蘭市仲町 12 〒 050-8550



山崎真吾 Shingo YAMASAKI
室蘭技術研究部 主幹研究員 Ph.D.



宮西 慶 Kei MIYANISHI
室蘭技術研究部 主任研究員



越智達朗 Tatsuro OCHI
室蘭技術研究部長 工博