

溶接可能な高強度構造用鋼の開発

Development of High-strength Structural Steel for Welding

新 川 雅 樹*
Masaki SHINKAWA
吉 田 広 明**
Hiroaki YOSHIDA

大 塚 利 明*
Toshiaki OTSUKA
藤 原 正 尚**
Masanao FUJIWARA

梅 野 好 和*
Yoshikazu UMENO

要 旨

溶接前の予熱や溶接後の後熱を省略しても溶接割れの生じない高強度鍛造用鋼を開発した。熱間鍛造工程で、A3変態点直上の未再結晶オーステナイト域で加工後直ちに急冷する改良オースフォームを部分的に適用することにより、機械構造用合金鋼と同等の強度、靱性を確保しつつ焼入れ工程を省略可能なプロセスを確立した。

ABSTRACT

A high-strength structural steel that enables pre-heating and post-heating to be omitted from the welding procedure without the occurrence of weld cracks has been developed. A process has been developed that enables the achievement of an equivalent level of strength and toughness to alloy steels for machine structural use while omitting the quenching process, through the partial application of modified ausforming, in which, immediately following processing during the hot forging process, the material is rapidly quenched at the unrecrystallized austenite temperature just above the A3 transformation temperature.

1. 緒言

地球温暖化抑制のためCO₂排出削減の取り組みが推進されている。自動車は日本における二酸化炭素総排出量の18%を占めるため、さまざまな燃費向上技術や製造プロセスの合理化などCO₂排出削減の技術開発が盛んである。車体部品においては高強度化や部品点数削減などによる軽量化、しゅう動抵抗や転がり抵抗の低減などが取り組まれている。

本開発では軽量化達成技術のひとつとして、従来溶接が困難なためにボルト締結していた鉄鋼鍛造部品に対して、直接溶接することによる部品点数の削減に取り組んだ。これを達成するために、強度を維持しつつ溶接可能な鍛造用鋼の開発をおこなった。

溶接時にまず問題となるのは溶接割れである。溶接割れは化学成分の影響を大きく受け、特に鉄鋼中の炭素を低減することにより割れが生じにくくなる。一方強度は化学成分と材料組織の影響を受け、低炭素化は強度低下をまねく。

高強度鋼板(ハイテン)は低炭素化と種々の加工熱処理による材料組織の強化を組み合わせることにより溶接割れ抑制と高強度を両立している⁽¹⁾。しかし鍛造部品は鋼板に較べて肉厚で内部の温度制御が困難なことやコストの観点から、材料組織による高強度化の適用は限定されている。そのため溶接性、強度とも化学成分への依存度が高く、両者を両立するために採りうる選択肢は鋼板と較べて少ない。さらに、肉厚の部品では表面よりも内部の方が低い強度となる傾向にあるため、内部の強度低下を補うためにさらに強度を上げる必要があり、溶接性の確保はより困難になる。

そこで表面の強度と溶接性を両立しつつ、従来にない大きな焼入れ性を持たせて内部の強度も確保することによりこれらの問題を解決する鍛造用鋼の開発をおこなった。あわせて熱間鍛造時の熱を利用してそのまま焼入れることにより、焼入れ工程を省略して製造時のCO₂排出削減を可能にする製造プロセスに取り組んだ。

* 四輪開発センター

** 大同特殊鋼株式会社

2. 開発の考え方

2.1. 化学成分の検討

溶接割れの一因は、溶接部の硬度が周囲と較べて硬くなりすぎることである。そこで溶接しても溶接割れが生じるほど硬くなりすぎず、かつ内部硬度の低下が小さい化学成分を検討する。

2.1.1. 溶接割れの抑制

溶接割れについては日本溶接協会規格 WES 3001 で規定されている式(1)の溶接割れ感受性組成 P_{cm} により化学成分との関係が示されている。なお式(1)中の元素記号は各元素の mass% での添加量を表す。

$$P_{cm} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \quad (1)$$

過去の実績から予熱や後熱をおこなうことなく溶接割れを防止するため $P_{cm} \leq 0.29$ とする。

2.1.2. 硬度の確保

溶接割れは溶接部の最高硬度が 400 HV(41 HRC 相当)を超えると発生する危険性が高まるといわれている⁽²⁾。溶接部は焼入れ組織のため、焼入れ硬度を 400 HV 以下とする。ここで乗用車に使用する鍛造部品のサイズは丸棒の直径換算で 30 mm 以下がほとんどであることから、JIS G 0201 で規定される臨界直径を 30 mm 以上とする。

一方で可能な限り高い焼戻し硬度を得るため、以下を検討する。まず鍛造用鋼は機械加工による最終加工を経て部品化されるため、工具寿命の観点から一般に 38 HRC 以下が望ましい。また低温焼戻し脆性回避のため、焼戻し温度は 400℃以上とする必要がある。すなわち焼戻し温度 400℃において硬度 38 HRC 以下で可能な限り高い硬度が得られることとする。

以上の条件から化学成分の絞込みをおこない、Table 1 の化学成分を設定した。従来の鍛造用鋼と較べて低炭素でマンガンを多量に含有することを特徴とする。

2.2. 焼入れ工程を省略可能な製造プロセスの検討

熱間鍛造後直ちに焼入れる鍛造焼入れという製法がある。これは熱の有効利用の観点で有効な技術だが、通常は熱間鍛造温度 1200℃前後の高い温度からの焼入れとなるため結晶粒が大きくなり、通常の焼入れ焼戻しと較べて靱性が低下する。熱間鍛造で高い靱性を得る製法として、A3変態点直上の未再結晶オーステナイト域で鍛造後焼入れる改良オースフォームが知られているが⁽³⁾、鍛造温度が低いため鍛造荷重の増加、金型寿命の低下が引き起こされる。そこで、応力集中部のみに改良オースフォームを適用すれば、鍛造荷重の低減と部品としての高靱性を両立することが可能と考えた。

Table 1 Chemical composition of developed steel (mass%)

	C	Si	Mn	P	S	B	Ti
Upper bound	0.15	0.3	2.2	0.03	0.03	0.003	0.07
Lower bound	0.10	-	1.4	-	-	0.001	0.03

3. 実験方法

今回検討した加工熱処理パターンを Table 2 に示す。パターンAは熱間鍛造(工程Fo1)後に改良オースフォーム(工程Fo2からWater Quench, W.Q.), 焼戻しをおこなう。パターンBおよびパターンCは比較としてそれぞれ熱間鍛造後焼入れ焼戻し、および鍛造焼入れ後焼戻しをおこなう。それぞれのヒートパターンで減面率30%の前方押し試験片による機械的特性の調査と、量産相当金型での実鍛造による内部硬度および組織の調査をした。なお、パターンAの実鍛造では Fo1 をハンマー鍛造機で、Fo2 をトリミングプレスでバリ抜きと同時に実施した。このように Fo1 と Fo2 を別の設備とすることで、この間の冷却時間が鍛造タクトに影響を及ぼさないようにした。

焼入れ性は JIS G 0561 のジョミニー式一端焼入れ方法で調査した。また焼戻し軟化曲線を測定した。

機械的性質は JIS Z 2201 の 14B 号引張試験片による引張試験および JIS Z 2202 の U ノッチシャルピー試験片によるシャルピー衝撃試験で調査した。

溶接性は Fig. 1 のように重ね継ぎ手が平行部に位置するようアーク溶接した試験片を用い、強度と破断位置で評価した。合わせて母材の平均硬度 260 HV の試験片について溶接部近傍の硬度分布をビッカース硬度試験により測定した。溶接性の評価には、成分上限材を厚さ 3 mm に板圧延後 900℃焼入れ 425℃焼戻しによって硬度 35 HRC としたものをを用いた。溶接棒には 440 MPa 級鋼板用のものをを用いた。

被削性を確認するため、Fig. 2 の試験片を用いてドリルが破損するまで加工をおこない、規定の穴数における工具の磨耗量を評価した。

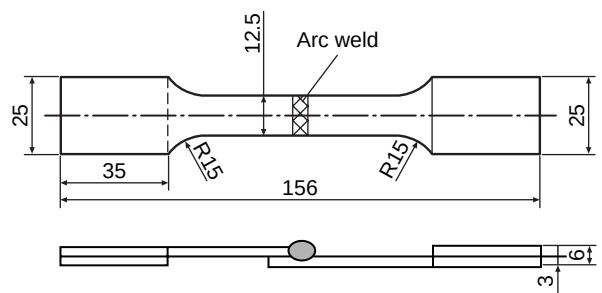


Fig. 1 Weldability test piece

Table 2 Heat pattern

Pattern A	Pattern B	Pattern C

Table 3 Mechanical properties of developed steel

	Heat treatment	Yield strength (MPa)	Tensile strength (MPa)	Elongation (%)	Charpy impact value (J/cm ²)
Upper bound	Pattern A	898	941	23.1	220
	Pattern B	876	949	22.0	201
	Pattern C	873	943	21.9	160
Lower bound	Pattern A	880	911	22.8	260
	Pattern B	850	905	22.1	245
	Pattern C	873	932	22.0	230

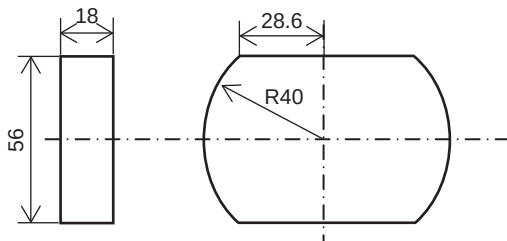


Fig. 2 Machinability test piece

4. 実験結果

4.1. 試験片でのテスト結果

4.1.1. 焼入れ性

開発材のジョミニー焼入れ曲線を Fig. 3 に示す。また図中に参考として代表的な機械構造用炭素鋼(S48C)および合金鋼(SCM435H)の焼入れ曲線を示す。成分下限で焼入れ最高硬度38 HRC、表面の内部に対する硬度上昇分が半減するまでの焼入れ端からの距離は18 mmであった。なおこれは臨界直径換算で⁽⁴⁾直径 70 mm 以上と十分な焼入れ性を有している。

4.1.2. 焼戻し軟化曲線

開発材の焼戻し軟化曲線を Fig. 4 に示す。400°C焼戻し時の硬度は成分上限で 37 HRC、成分下限で 35 HRC であった。したがって本材料は 37 HRC 以下での使用が可能である。

4.1.3. 機械的性質

開発材の機械的性質をTable 3に示す。パターンAでもっとも高い衝撃値が得られた。衝撃値が低下する傾向のあるパターンCでも衝撃値は160 J/cm² 以上であり、S48C よりも高く SCM435 と同等の値が得られた。

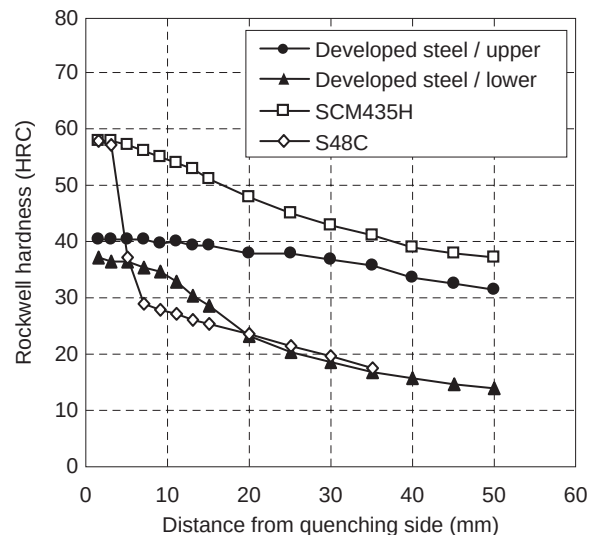


Fig. 3 Jominy curve

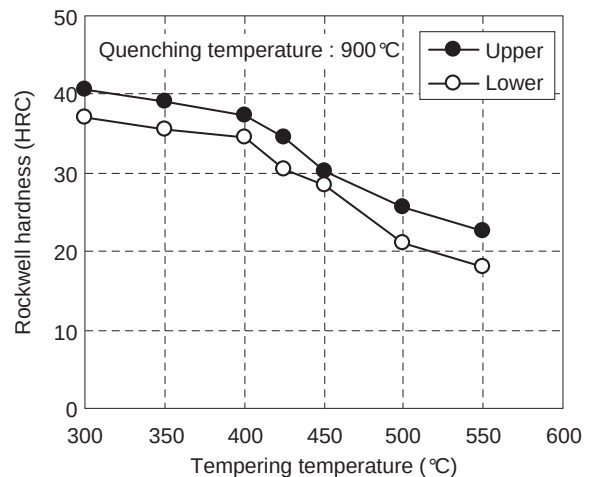
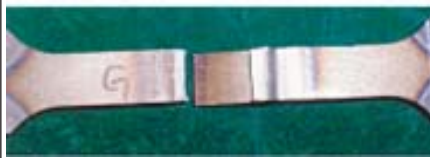


Fig. 4 Temper softening curve

Table 4 Fracture behavior of tensile test piece containing welding bead

	Appearance after tensile test	Fracture position	Tensile strength (MPa)
Upper bound		HAZ	673
Lower bound		HAZ	520

4.1.4. 溶接性

溶接部を含む引張試験の結果を Table 4 に示す。破断部位は熱影響部(Heat Affected Zone: HAZ)であり、溶接割れは生じていないことが確認された。そのほかX線や浸透探傷による検査でも、溶接割れが発生しないことを確認した。

溶接部近傍の組織と硬度分布を Fig. 5 に示す。母相が焼戻しマルテンサイトであるのに対し、HAZ境界の白く腐食されている部分はベイナイトとフェライトの混合組織、それより内側はマルテンサイトであった。ベイナイトとフェライトの混合組織部で最も硬度の低下する部分でも250 HVであり、母材硬度とほぼ同等であった。

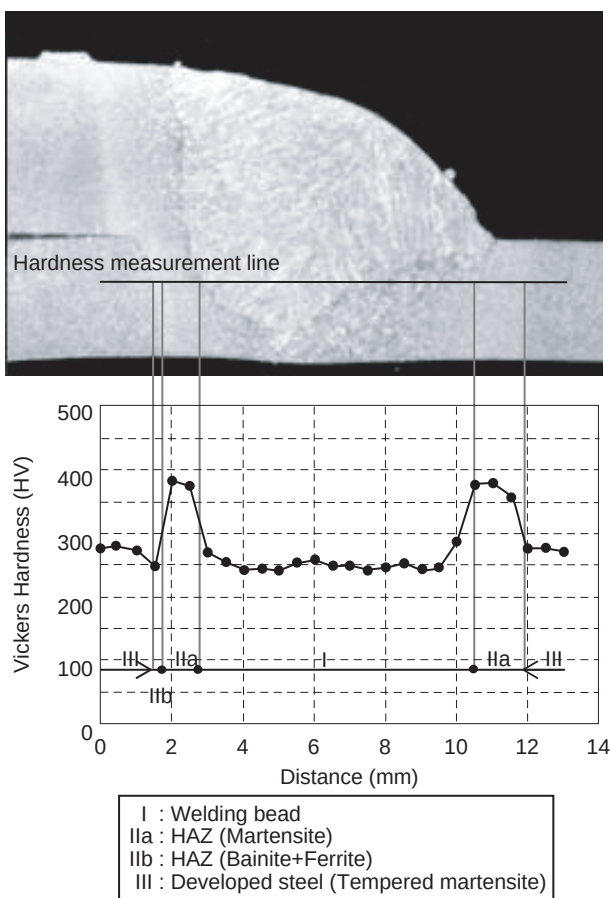


Fig. 5 Microstructure and hardness distribution around welding bead

4.1.5. 被削性

開発材のドリル寿命試験での各硬度における磨耗量の推移を Fig. 6 に示す。また図中に機械構造用合金鋼のデータも示す。開発材は機械構造用合金鋼と同等の被削性を有することが確認された。開発材はマンガンを多量に含有しており、マンガンは加工硬化を大きくする効果があるために被削性を低下させる傾向があるが、硬度への影響がもっとも大きい炭素の含有量が少ないため、相殺されたものと考えられる。

4.2. 部品でのテスト結果

4.2.1. 機械的性質と内部組織

開発材の適用例として、リアスピンドルでの部品評価をおこなった。リアスピンドルの形状と適用部位をそれぞれ Fig. 7, 8 に示す。本部品は従動輪をアクスルベームに保持する役割を担っており、高い強度と靱性が要求される。試作品の硬度分布を Fig. 9 に示す。加工熱処理パターンによる硬度の違いはほとんどなく、表面付近と中心の硬度差は2ポイントでありほぼ均一な硬度分布を示した。軸芯部の組織を Fig. 10 に示す。中心まで良好な焼戻しマルテンサイトが得られた。

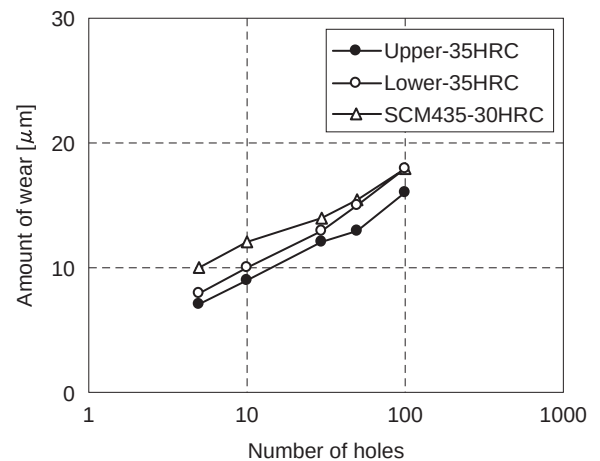


Fig. 6 Relationship between amount of wear of twist drill and hardness

4.2.2. 溶接性

アクスルビームに溶接したリアスピンドルの溶接部位および溶接部組織をFig. 11 に示す。アクスルビームの材質は440 MPa 級熱延鋼板、溶接ワイヤは 440 MPa 級用のものである。溶接割れや溶込み不良等なく、良好なビード形状が得られた。本構造で各種の強度耐久テストを実施し、いずれも溶接部起点での破壊が生じないことを確認した。



Fig. 7 Rear spindle

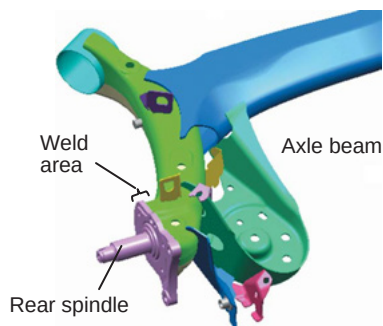


Fig. 8 Parts layout around rear spindle

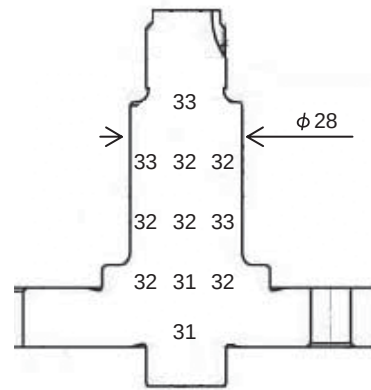


Fig. 9 Hardness distribution of rear spindle

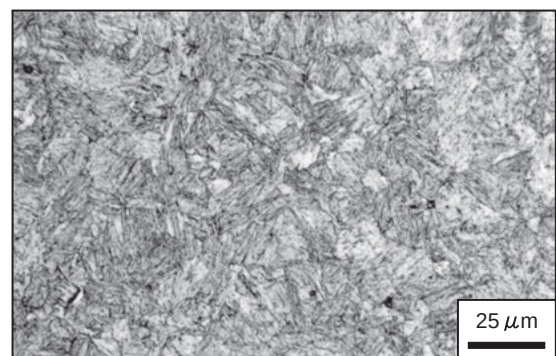


Fig. 10 Microstructure of rear spindle center

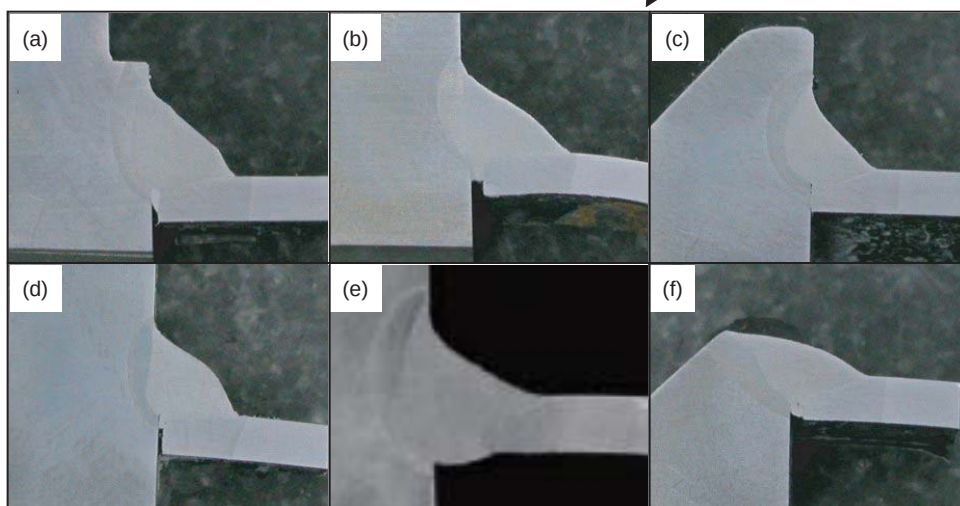
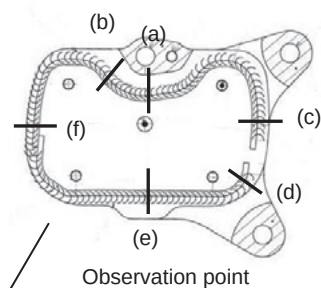


Fig. 11 Microstructures around welding beads of rear spindle

5. 結言

可溶接高強度構造用鋼を開発した。また、改良オースフォームを部品の一部に適用することにより焼入れ工程を省略可能なプロセスを確立した。これらにより得られた材料特性は以下のとおりである。

- (1) アーク溶接において予熱、後熱なしに溶接が可能である。
- (2) 焼入れ焼戻しによって37 HRCまでの硬度が得られ、焼入れ臨界直径は 70 mm 以上である。
- (3) 衝撃値は 160 J/cm² 以上である。
- (4) 被削性は機械構造用合金鋼と同等である。

参考文献

- (1) 種植隆浩, 金子勝吉: 590/780MPa 級高延性型鋼板の開発, Honda R&D Technical Review, Vol.16, No.2, p.183-190
- (2) 稲垣道夫, 田中甚吉: 高張力鋼溶接の実際, 産報出版, p.55(1984)
- (3) 牧正志: 最近における鋼の強靱化, 金属学会会報, Vol.27, p.623-630(1988)
- (4) Society of Automotive Engineers Handbook, Society of Automotive Engineers, p.144(1952)

■ 著 者 ■



新川 雅 樹



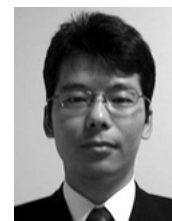
大塚 利 明



梅野 好 和



吉田 広 明



藤原 正 尚