

# 焼付硬化により引張強度が上昇する 高強度熱延鋼板の強化機構

金子 真次郎\*・松岡 才二\*・坂田 敬\*・星 亨\*

Strengthening Mechanism in Hot-rolled High Strength Sheet Steel with Increase in  
Tensile Strength Induced by Bake Hardening

Shinjiro KANEKO, Saiji MATSUOKA, Kei SAKATA and Toru HOSHI

**Synopsis** : A new type of bake-hardenable high strength hot-rolled sheet steel was developed, which shows remarkable increase in tensile strength (TS) as well as yield strength after strain age treatment such as paint baking to autobody. The new sheet steel possesses excellent crashworthiness and high fatigue strength, and also shows good formability equal to that of conventional high strength sheet steel. Furthermore, it shows good anti-aging property at room temperature. The mutually contradictory requirements of a high bake hardening capacity in TS and anti-aging property at room temperature are satisfied by optimizing the solute N content in the hot rolling process.

The increased TS observed after paint baking is due to large work hardening relating with high dislocation density. In the case of developed steel, dislocations generated during prestrain are strongly locked by nitrogen after paint baking. Therefore, multiplication of dislocation encouraged at these locked dislocations to progress plastic deformation, resulting in high dislocation density. The external force required for movement of a dislocation in a dislocation group increases as the dislocation density becomes larger, leading to increase in TS. As the result of TEM investigation, nitrogen forms clusters and/or precipitates on locked dislocations after paint baking.

**Key words** : low carbon steel; hot rolled product; hardenability.

## 1. 緒言

近年、自動車の衝突安全規制の強化や衝突試験結果の情報公開の開始にともない、自動車各社において耐衝突特性に優れる車体構造の開発が進められている。これらの車体構造では、板厚の上昇や補強部材の増加などに起因して車体重量は増加傾向にある<sup>1)</sup>。一方、環境問題の観点からCO<sub>2</sub>の排出規制が強化されており、燃費向上を目的とした車体軽量化の要求がある<sup>2-4)</sup>。これらの課題に対し、部材の強度上昇と、板厚低減や補強部材の省略による軽量化が同時に可能であることから、車体構造部品への高強度鋼板の適用が検討されている<sup>5-7)</sup>。しかし、一般に鋼板強度の上昇とともに成形性は低下するため<sup>8-10)</sup>、強度と成形性を兼ね備えた鋼板の開発が強く望まれている。

強度と成形性を両立させるために、歪み時効硬化現象を利用する技術がある。例えば、自動車の外板用途向けに、IF鋼を基本組成とし、固溶Cによる歪み時効硬化現象を利用した鋼板 (Bake Hardenable: BH 鋼板) が開発されている<sup>11-14)</sup>。この従来のBH鋼板では塗装焼付け処理により降伏強度が30~50 MPa上昇するため、耐デント性の向上に有効である。しかしながら、降伏以降の塑性変形領域では歪み時効硬化による変形応力の上昇は認められないため、

衝突特性などが重要となる構造部材への適用は困難であり、その適用範囲は自動車の外板部材のみに限定されていた。一方では、予加工と焼付け処理による衝突吸収エネルギーの上昇<sup>15,16)</sup>や疲労強度の向上<sup>17)</sup>が報告されている。これらの報告では、材料の歪み時効硬化特性の詳細は言及されていないが、歪み時効硬化現象が自動車の衝突特性や耐久特性の向上に有効であることが示唆されている。したがって、従来のBH鋼板に比べて、歪み時効硬化能を大きく、かつ安定に向上させることで、自動車の構造部材の特性が大きく改善することが期待できる。

これに対し、歪み時効硬化により引張強度が上昇する現象が知られており<sup>18,19)</sup>、この現象を自動車の塗装焼付け相当の処理において確認した報告もある<sup>20-23)</sup>。しかしながら、このような引張強度の上昇が、自動車用鋼板への適用にあたり要求される成形性、常温時効性、高速変形特性、疲労特性といった種々の特性に及ぼす影響については明確にされていない。また、その引張強度の上昇機構について詳細に研究した例はない。

著者らは、熱間圧延後の高精度の冷却制御により、鋼中の固溶窒素量を適正に調整するとともに結晶粒径の微細化を施すことにより、成形時には低強度で加工性に優れ、塗装焼付け処理後には大きな引張強度上昇を示し、かつ耐常

平成14年11月8日受付 平成15年6月2日受理 (Received on Nov. 8, 2002; Accepted on June 2, 2003)

\* 川崎製鉄(株)技術研究所(現:JFEスチール(株)スチール研究所)(Technical Research Labs., Kawasaki Steel Corp., now Steel Research Labs., JFE Steel Corp., 1 Kawasaki-cho Chuo-ku Chiba 260-0835)

温時効性の良好な熱間圧延鋼板を開発した<sup>24-27)</sup>。開発鋼板は、歪み時効処理を施すことにより、従来のBH鋼板を上回る著しい降伏強度の上昇を示すとともに、引張強度も上昇することが大きな特長である。この強度上昇により高速変形時の吸収エネルギーや疲労特性が向上するため、本開発鋼板は自動車用鋼板に要求される耐衝突特性や耐久特性に優れることが明らかとなっている。さらに、本開発鋼板は高い歪み時効硬化能を有しながら、プレス成形時には同一強度レベルの従来鋼板と同等の成形性を示す。

本論文では、開発鋼板の基本的な材料特性について述べるとともに、歪み時効硬化による引張強度の上昇機構について考察する。

## 2. 実験方法

Table 1 に開発鋼板の化学組成を示す。C-Mn鋼を基本組成として68 ppmの窒素を含有しているものである。この組成の鋼を転炉にて溶製して連続鋳造スラブとし、実機の熱間圧延設備にて熱延鋼板とした。熱間圧延後には伸び率1.5%のスキンパス圧延を施した。この熱延鋼板より試料を採取し、マイクロ組織観察、引張試験、疲労試験、高速引張試験に供した。

マイクロ組織は、圧延方向に平行な断面を鏡面研磨した後、ニタールで腐食し、光学顕微鏡にて観察した。

引張試験は圧延方向に平行なJIS5号引張試験片を用いて行い、機械的性質を調査した。また、一軸引張により0~15%の予歪みを付与した後、オイルバスにて170°Cで20 minの塗装焼付け相当の熱処理を施し、再度引張試験を行った。このときのBH量、BHT量を測定し、歪み時効特性を調査した。開発鋼板の歪み時効処理後の応力-歪み線図を従来のBH鋼板と比較してFig. 1 に模式的に示す。BH量、BHT量の定義はFig. 1 に示す通りであり、BH量は焼付け相当処理後の再引張試験時の降伏応力と予歪み付与時の応力の差である。BHT量は焼付け相当処理後の再引張試験時の引張応力と原板の引張応力の差である。さらに、製造後の熱延鋼板を室温に1年間以上放置し、その間に約3ヵ月の間隔で引張試験を実施し、常温時効による機械的特性の変化を調査した。

Table 1 に示す組成と同一成分系にて、窒素添加量のみを20~100 ppmの間で変化させた鋼を用いて、実機の熱間圧延設備でランアウトテーブル上の冷却方法を変化させて製造した熱延鋼板も準備した。これら鋼板についても上記と同様の方法にて、予歪み量を10%としてBH量、BHT量を測定した。湿式分析により析出物として存在している窒素量を求め、これを含有窒素量から差し引いた値を鋼中の固溶窒素量とした。

疲労試験は両振りの平面曲げ疲労試験機にて行い、S-N線図を作成するとともに疲労限を求めた。

Table 1. Chemical composition of developed steel. (mass%)

C	Si	Mn	P	S	Al	N
0.08	0.10	1.25	0.016	0.003	0.017	0.0068

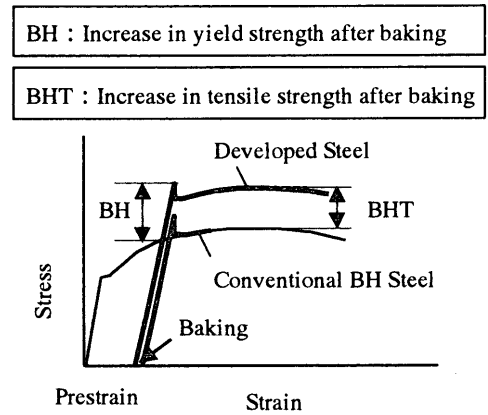


Fig. 1. Stress-strain relationship of developed steel after strain aging compared with conventional BH steel.

Table 2. Typical mechanical properties of the developed steel. (t=1.4 mm)

	YS (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	BH* (MPa)	BHT** (MPa)
Developed steel	370	478	34	95	57
Conventional steel	347	480	34	14	9

\* Increase in yield strength after strain aging (2%prestrain → 170°C-20min)  
 \*\* Increase in tensile strength after strain aging (10%prestrain → 170°C-20min)

高速引張試験は平行部幅 2.5 mm、平行部長さ 3.8 mm の試験片を用いて、ホプキンソンプレッシャーバー方式<sup>28)</sup>にて歪み速度約 2000/sで行った。応力-歪み関係より、応力値を歪み量 15%まで積分することにより吸収エネルギーを算出した。

透過電子顕微鏡観察は加速電圧 200 kV で2波の条件で明視野像を観察した。組成分析はエネルギー分散型X線分析法 (EDX)で行った。

## 3. 実験結果

開発鋼板および従来鋼板の機械的性質および歪み時効硬化特性を Table 2 に示す。開発鋼板の機械的性質は一般的な 440 MPa 級の熱延鋼板である従来鋼板と同等の特性を示す。2%予歪み後および10%予歪み後の BHT量は、それぞれ 95 MPa および 57 MPa と高い値を示し、従来鋼板と比較して高い歪み時効硬化特性を有することが分かる。

開発鋼板のマイクロ組織を従来鋼板と比較して Fig. 2 に示す。開発鋼板と従来鋼板はいずれもフェライトを主相とする組織を有している。開発鋼板は従来鋼板と比較すると結

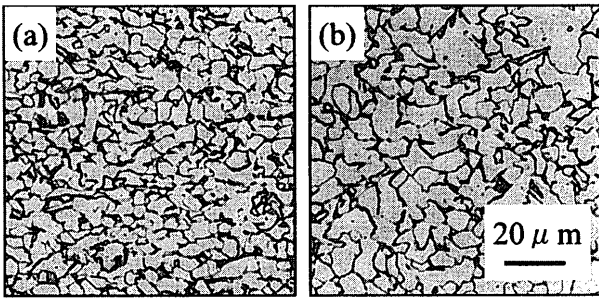


Fig. 2. Optical microstructures of (a) developed steel and (b) conventional steel.

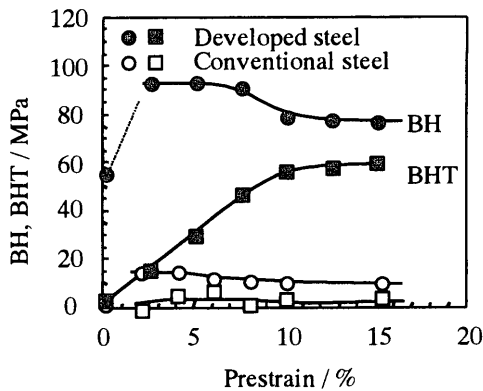


Fig. 3. Effect of prestrain on BH and BHT of developed steel and conventional steel. ( $t=1.4$  mm)

晶粒径が微細になっている。

開発鋼板の BH 量および BHT 量に及ぼす予歪み量の影響を従来鋼板と比較して Fig. 3 に示す。従来鋼板の BH 量は 20 MPa 以下の低い値を示す。一方、開発鋼板の BH 量は 2% の予歪み量において 95 MPa の値を示し、予歪み量の増加とともに低下する傾向にあるが、10% 以上の予歪み量においても約 80 MPa の高い値を示す。さらに、従来鋼板の BHT 量は予歪み量によらず 10 MPa 未満の低い値であるのに対し、開発鋼板の BHT 量は予歪み量の増加とともに上昇し、予歪み量が 10% のときには約 60 MPa の高い値を示す。なお、10% 以上の予歪み量では予歪みの増加による BHT 量の変化は小さい。以上のように、開発鋼板に 10% 以上の歪みを付与することにより、焼付け相当処理により安定して大きな強度上昇を示す。開発鋼板の室温保持による機械的性質の変化を従来鋼板と比較して Fig. 4 に示す。1 年間室温保持した場合でも、引張強度の変化はほとんどなく、降伏強度の上昇は約 30 MPa、全延びの低下は高々 2% 程度と特性変化は極めて小さい。開発鋼板では、固溶窒素の粒界への局在が確認されており、結晶粒の微細化による粒界面積の増大で、粒内の窒素量が低減し、室温時効が抑制されたものと推察される。

BH 量および BHT 量に及ぼす固溶窒素量の影響を Fig. 5 に示す。歪み時効硬化による強度上昇量は固溶窒素量と良い相関を示し、固溶窒素量が多いほど BH 量、BHT 量は高

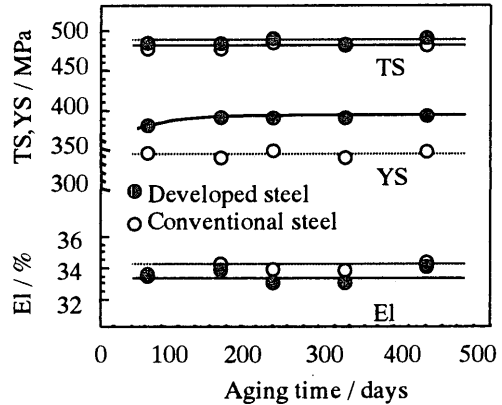


Fig. 4. Changing in mechanical properties during room temperature aging of developed steel and conventional steel. ( $t=1.6$  mm)

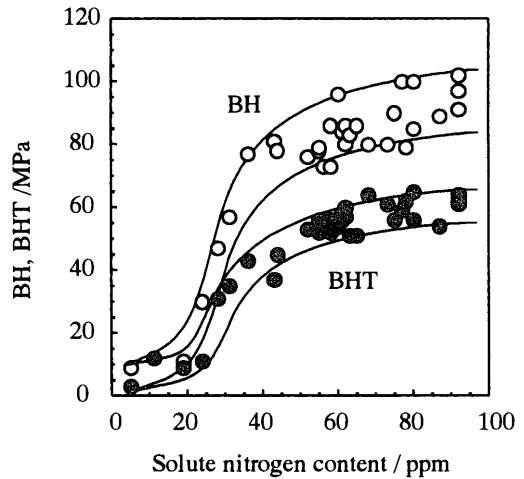


Fig. 5. Effect of Solute N content on BH and BHT.

くなる。BH 量は、固溶窒素量を増加させていくと 20 ppm 程度までは 10 MPa 程度の低い値を示すが、それ以上の固溶窒素量の増加により急激に上昇し、30 ppm の固溶窒素量での BH 量は約 80 MPa の高い値を示す。それ以上の固溶窒素量の増加が BH 量に及ぼす影響は小さく、80~100 MPa の値にほぼ飽和する。BHT 量は、固溶窒素量を増加させていくと 20 ppm 程度までは高々 10 MPa の低い値を示すが、それ以上の固溶窒素量の増加により急激に上昇し、50 ppm の固溶窒素量での BHT 量は約 60 MPa の高い値を示す。それ以上の固溶窒素量の増加が BHT 量に及ぼす影響は小さく、50~70 MPa の値にほぼ飽和する。したがって、固溶窒素量を 50 ppm 以上とすることにより、上述したような優れた歪み時効硬化特性を実現することができる。

開発鋼板の平面曲げ疲労試験による S-N 線図を、歪み時効処理の有無で比較して Fig. 6 に示す。10% の予歪みを付与した後、170°C で 20 min の焼付け相当処理を施すことにより、疲労強度は低サイクルから高サイクルのいずれの領域においても約 60 MPa 上昇する。疲労限は、原板の状態では 221 MPa であったものが、歪み時効処理を施すことに

より276MPaまで上昇する。同時に、耐久比も原板の状態では0.44であるのに対し、歪み時効処理を施すことにより0.50に上昇し、歪み時効硬化により疲労特性が著しく向上することが分かる。

開発鋼板の高速引張試験における吸収エネルギーと歪み時効処理を施さない原板の引張強度との関係を、従来鋼板と比較してFig. 7に示す。原板での吸収エネルギーは引張

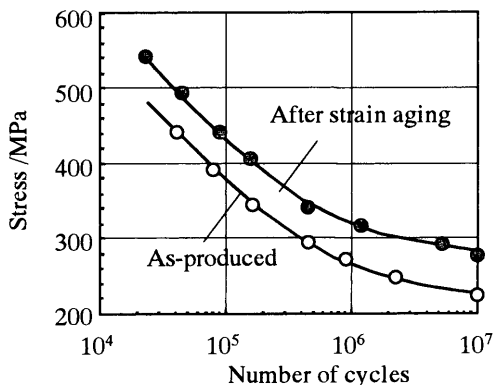


Fig. 6. Influence of strain age hardening on fatigue strength of developed steel.

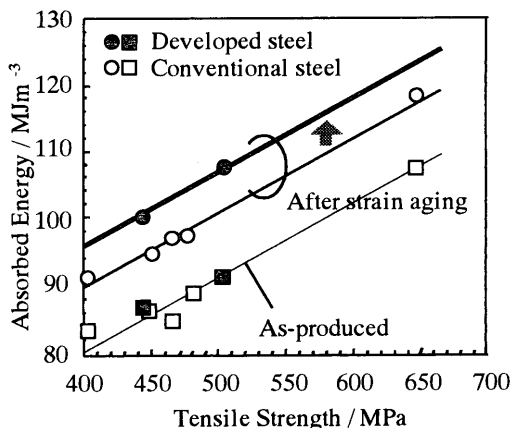


Fig. 7. Absorbed energy at high strain rate tensile testing of developed steel compared with conventional steel.

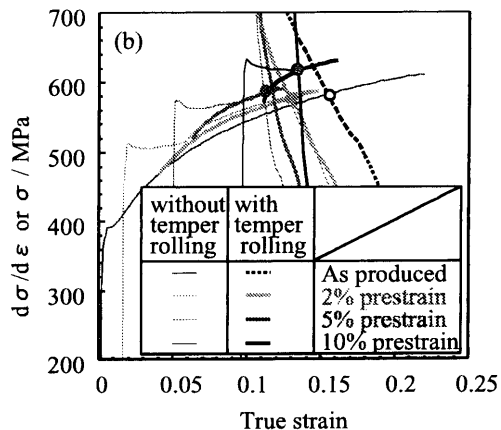
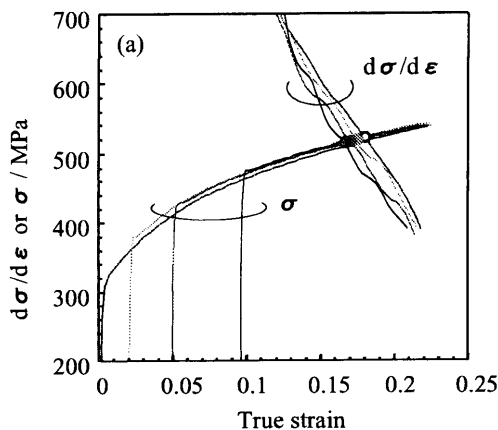


Fig. 8. True stress-true strain relationship and  $d\sigma/d\varepsilon$ -true strain relationship of (a) conventional steel and (b) developed steel after strain aging.

強度の増加とともに上昇し、開発鋼板は従来鋼板と同一の相関関係上にある。一方、10%の予歪みを付与後、170°Cで20minの焼付け相当処理を施した場合にも、従来鋼板および開発鋼板のいずれも、原板の場合と同様に、吸収エネルギーと原板の引張強度とは正の相関を示す。しかし、その絶対値は開発鋼板の方が従来鋼板に比べて高い値を示す。従来鋼板では主に加工硬化により吸収エネルギーが約10MJm<sup>-3</sup>上昇するが、開発鋼板では加工硬化に加え歪み時効硬化による強度上昇の寄与があるため、約16MJm<sup>-3</sup>上昇する。この吸収エネルギーの上昇に対する歪み時効硬化の寄与は、原板の引張強度上昇量に換算すると約60MPaに相当し、Fig. 3に示した引張試験により測定される強度上昇(BHT)が、高速変形時にも同様の効果として現われていることを示す。

#### 4. 考察

##### 4.1 開発鋼板の加工硬化挙動

開発鋼板では、歪み時効硬化により著しい強度上昇が認められ、疲労特性や高速変形特性が大きく向上することが明らかとなった。この強度上昇は、従来BH鋼板のように降伏強度のみではなく、引張強度においても認められ、固溶窒素量が多いほど上昇量大きい。引張強度の上昇は降伏後の変形応力の上昇を意味するため、焼付け処理後の塑性変形過程における加工硬化挙動を調査した。

一軸引張により2~10%の予歪みを付与した後、オイルバスにて170°Cで20minの焼付け相当処理を施し、再度引張試験を行い真応力-真歪み曲線を調べ、原板と比較した。開発鋼板については、焼付け相当処理の後に、降伏伸びを消滅させるために1%のスキンパス圧延を施したものについても再度引張試験を行い、真歪みと真応力、および真歪みと加工硬化率の関係を調べた。

真歪みと真応力( $\sigma$ )、加工硬化率( $d\sigma/d\varepsilon$ )の関係を、従来鋼と比較してFig. 8に示す。従来鋼板では、真応力と真

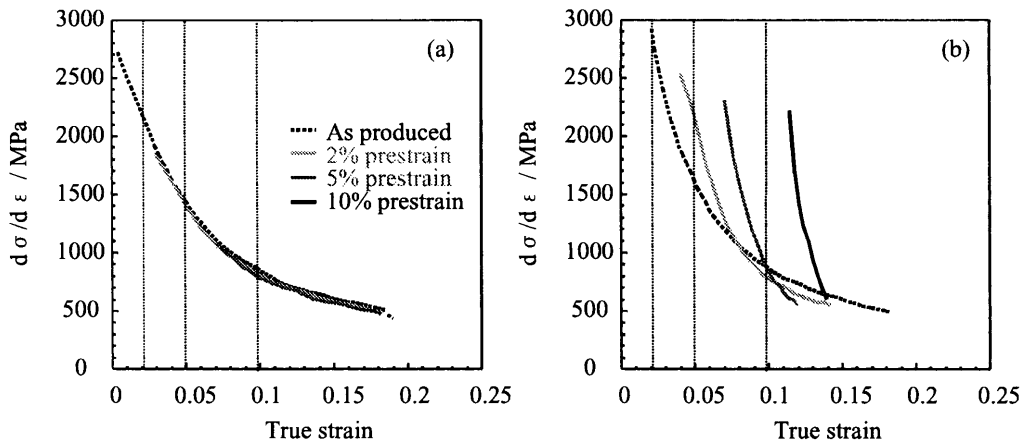


Fig. 9.  $d\sigma/d\varepsilon$ -true strain relationship of (a) conventional steel and (b) developed steel after strain aging.

歪みの関係に及ぼす予歪み量の影響はほとんど認められない。一方、開発鋼板の真応力値は歪み時効処理を施すことにより高くなり、また予歪み量が多いほど高い値を示す。これには再引張時の加工硬化挙動が影響していると考えられるが、スキンプラス圧延を施さないときには、降伏伸びが大きく、降伏直後の加工硬化挙動が不明瞭である。スキンプラス圧延を施した場合には、降伏伸びが低減され、降伏直後の加工硬化挙動が観察できる。両者で予歪み量が同じものを比較すると、降伏伸び以上の歪み域で真応力-真歪み曲線が一致することから、スキンプラス圧延を施した場合の真応力と真歪みの関係から加工硬化挙動を考察した。これによれば、予歪み-焼付け相当処理後には、降伏初期の段階から真応力値が大きく上昇しているのが分かる。真歪みと加工硬化率 ( $d\sigma/d\varepsilon$ ) の関係を、従来鋼と比較して Fig. 9 に示す。従来鋼板では歪み時効処理による加工硬化率の変化はなく、真歪みとの相関は予歪み量によらず同一の曲線で表わされる。一方、開発鋼板では歪み時効処理により加工硬化率は上昇し、原板と比べて高い値を示す。また、この傾向は予歪み量が多いほど顕著になる。Fig. 8 から、スキンプラス圧延を施した場合の加工硬化は予歪み付与時の応力 (焼付け処理前の応力) から開始され、塑性変形の初期から大きい加工硬化を示している。真歪み-真応力線図で真応力と加工硬化率が同値となる点が引張強度を示すことから、この値の歪み時効処理による変化を調べた。Fig. 8 に  $\sigma=d\sigma/d\varepsilon$  となる点を示すが、従来鋼板では予歪み量によらず、ほぼ一定の値を示す。一方、開発鋼板では、歪み時効処理により大きくなり、予歪みが多いほど高い値を示す。また、スキンプラス圧延の有無によらず同一の値を示す。すなわち、開発鋼板では、歪み時効処理により最高荷重点近傍の高歪み域での加工硬化が大きくなる。このように、開発鋼板は、歪み時効処理後の塑性変形の初期から大きな加工硬化を示し、最高荷重点近傍の高歪み域においても加工硬化が継続することで引張強度が上昇すると考えられる。一方、歪み時効処理による降伏強度の増加は、塑

性変形に必要な可動転位の生成に要する応力であり、転位の固着力とその密度に依存して大きくなると考えられる。以上のことから、開発鋼板では著しい降伏強度および引張強度の上昇を示すが、引張強度の上昇は、歪み時効処理により高歪み域まで加工硬化が増大することが主な機構と考えられる。

このような加工硬化挙動は、Fig.10 に模式的に示すように焼付け処理時の転位の固着および、それに起因する再引張時の転位の増殖挙動を考察することにより説明できる。予歪みを加えた後に除荷した状態 (プレス成形後に相当する) では、予歪みにより導入された可動転位が存在する。焼付け処理を施すと、転位と鋼中の固溶窒素は相互作用を有するので、焼付け処理による温度上昇により固溶窒素が拡散して転位の周りに集積し、転位は固着されると考えられる。転位の固着力が強い場合には、予歪みにより導入された転位は再引張時にも運動することができず、塑性変形を進行するためには新たな転位が生成する必要がある。開発鋼板では、高い加工硬化を示したことから、その強化機構はOrowanの機構による分散強化に類すると考えられる。時効処理により固着された転位は、新しい転位の発生源 (Frankリード源) として働くものと考えられ、その周りでは転位の増殖、タングリングが顕著になると推察される。このとき、転位が増殖するのに必要な外力は固着源の間隔に逆比例するため<sup>29)</sup>、転位がより密に固着される程、塑性変形の開始に必要な応力、すなわち降伏応力は大きく増加する。さらに、塑性変形中に転位の生成、増殖が促進されると、焼付け処理を施さない場合に比べると、同一歪み量の鋼中の転位密度が高くなっていると考えられる。鋼の加工硬化量は変形に寄与した転位密度と正の相関を持ち、転位密度の1/2乗に比例することが知られている<sup>30)</sup>。したがって、転位の増殖が促進されて転位密度が増加することで加工硬化が大きくなり、塑性変形中の変形応力が高くなるために引張強度が上昇すると考えられる。

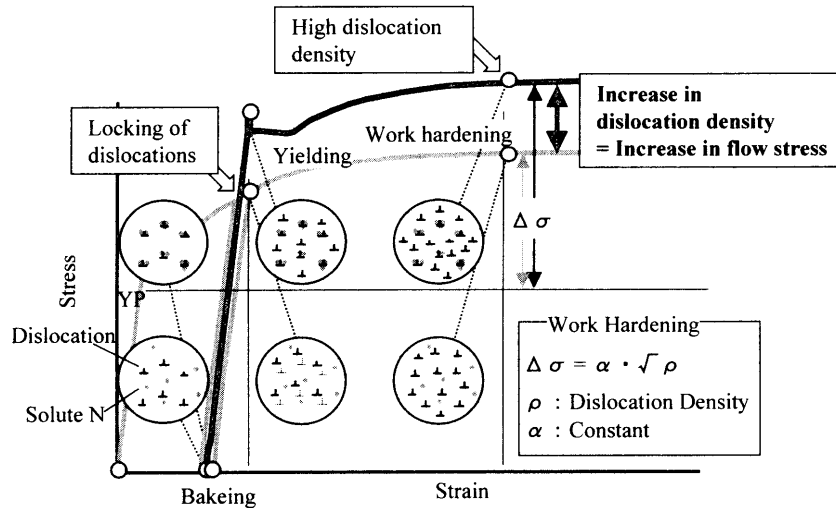


Fig. 10. Schematic illustration describing mechanism of increase in tensile strength by baking.

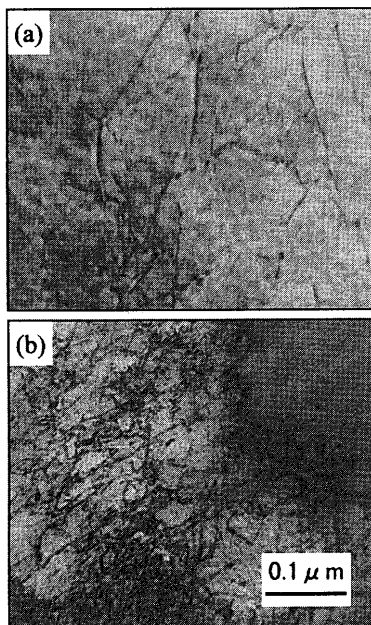


Fig. 11. Thin film TEM microstructure showing dislocation structure in developed steel before or after prestrain and baking. (a) As-produced. (b) 10% prestrain → 170°C → 20 min.

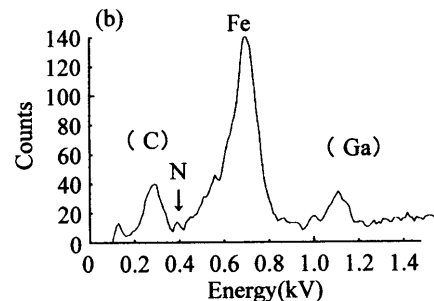
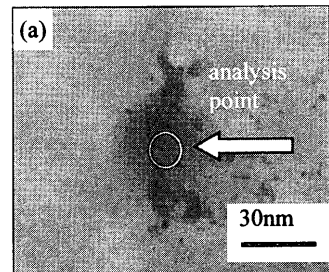


Fig. 12. (a) TEM micrograph of dislocation after prestrain and baking and (b) EDX spectrum of analysis point. ( ): contamination.

#### 4.2 開発鋼板の引張強度上昇機構

開発鋼板の塗装焼付け処理による引張強度の上昇機構については、前節で述べた機構により説明できると考えられる。そこで、本節ではTEMによる転位近傍の観察による固着源の同定、TEMによる転位下部組織観察による転位の増殖挙動の調査、歪み時効処理によるX線半価幅の変化による転位密度の増加の半定量化により、引張強度の上昇機構について検証した。Fig.11に開発鋼板のTEM観察結果を示す。Fig.11(a)は歪み時効処理を施さない原板のTEM観察結果であり、Fig.11(b)は10%の予歪みを付与した後に、170°Cで20minの塗装焼付け相当の時効処理を施したものである。予歪みの付与により可動転位が導入され

ているのが観察できる。歪み時効処理後の可動転位上には、薄膜試料をTEM内で傾斜させて方位を調整することにより、Fig.12(a)に示すような数nmのサイズで粒状のコントラストが観察される。これをEDXにより組成を分析した結果、Fig.12(b)に示すように窒素のピークが確認された。大きさが極めて微細であるため、その構造を同定するまでには至らなかったが、窒素のクラスターまたは鉄-窒素系の窒化物が転位上に析出し、これが可動転位を強固に固着していると考えられる。すなわち、本開発鋼板の転位の固着源は窒素のクラスターまたは窒化物であると言える。

Fig.13に、開発鋼板の引張試験後の転位下部組織に及ぼす塗装焼付け処理の影響を示す。Fig.13(a)は、10%の予歪み付与後、塗装焼付け処理を施し、さらに4.5%の歪みを

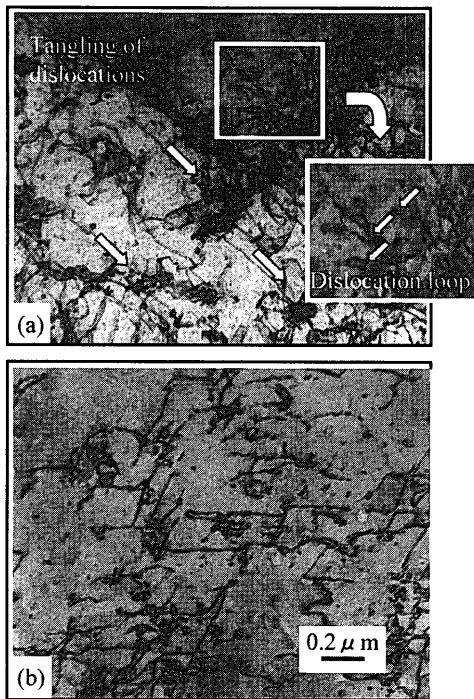


Fig. 13. Dislocation networks of developed steel induced by tensile strain with or without baking treatment. (a) 10% prestrain→170°C→20 min→4.5% strain. (b) 14.5% strain.

付与したときのTEM観察結果であり、Fig.13(b)は、塗装焼付け処理を施さず14.5%まで変形させたものである。TEM観察は、転位組織の像に試料厚みの影響が出ないように、各々の試料について膜厚がほぼ同一である部分で行った。塗装焼付け処理を施した試料には、図中に矢印で示すような転位ループや転位のタンゲリングが明瞭に観察され、塗装焼付け処理をしていない場合と比較して転位密度が増加していることが認められる。これは、予歪みにより導入された転位が、塗装焼付け処理時に強固に固着されたため、塗装焼付け後の塑性変形時に、転位の増殖が促進されたことを示している。予歪み付与後に時効処理を施した段階で、転位上の窒素のクラスターあるいは微細な窒化物の存在が確認されたが、転位のタンゲリング領域では、これらが転位の増殖源として存在していると推定される。

次に、塗装焼付け処理の有無によるX線回折半価幅の変化を測定し、転位密度の半定量評価を試みた。X線回折半価幅 $\Delta\theta$ は、弾性歪みに対して高感度で測定するために、角度分解能が高い高角度側にあり、回折強度も高い(222)ピークを用いた。半価幅の変化は原板に対する半価幅の増加率( $\Delta d/d = \cot \theta \cdot \Delta\theta [\text{rad}] \times 100 [\%]$ )で評価した。試料は原板、10%の予歪みを付与したのち170°Cで20minの焼付け処理を施し、さらに11.5%の歪みを付与したもの、および焼付け処理を施さずに21.5%まで歪みを付与したものの3種類を準備した。X線回折半価幅に及ぼす塗装焼付け処理の影響をFig.14に示す。原板に比べると、歪みのみを付与したもの、あるいは焼付け処理を施したもののいずれも、

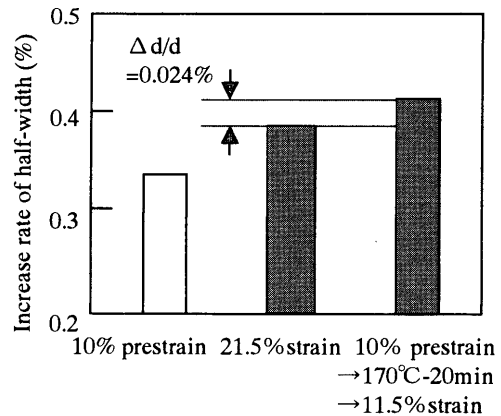


Fig. 14. Effect of baking treatment on (222) peak half-width of developed steel.

X線回折半価幅は大きくなる。しかしながら、焼付け処理を施した場合には、歪みのみの場合と比べてX線回折ピークの半価幅は大きくなり、増加率 $\Delta d/d$ が0.024%上昇する。これは、たとえ同一の歪み量の塑性変形を付与した場合でも、焼付け処理を施すことにより転位密度が増加することを示している。すなわち、歪み時効処理により転位の増殖が促進されるために、塑性変形後の転位密度が高くなったと言える。

以上の検証から、4・1節で示した本開発鋼板の引張強度上昇機構の妥当性が示された。なお、本開発鋼板における転位の固着源の同定、および室温時効性と窒素の存在形態との関係などは、今後の課題である。

### 5. 結言

新しく開発した引張強度上昇型高強度熱延鋼板について、歪み時効硬化特性および種々の材料特性について調査した。また、歪み時効硬化による引張強度上昇機構について考察を行った。その結果、以下のことが明らかとなった。

(1) 鋼中の固溶窒素量を50ppm以上とすることにより、塗装焼付け処理による歪み時効硬化で大きな引張強度の上昇を達成することができる。

(2) 開発鋼板では、10%以上の予歪みを付与後、焼付け相当処理を施すことにより、80MPa以上の降伏強度の上昇、約60MPaの引張強度の上昇を示す。

(3) 開発鋼板における引張強度上昇効果により、疲労特性が向上するとともに、高速変形時の吸収エネルギーが増加する。

(4) 歪み時効硬化による引張強度の上昇は、予歪み時に導入された可動転位が塗装焼付け処理により強固かつ密に固着され、再引張時に転位の増殖が促進されることが要因である。再引張過程では、塑性変形のために固着された転位を増殖源として新たな可動転位が生成・増殖する。こ

のため、鋼中の転位密度は塗装焼付け処理がない場合に比べて高く、加工硬化が大きくなるため変形応力が増大する。

(5) 塗装焼付け処理後の転位上には窒素を含む数 nm サイズの粒状のコントラストが観察された。したがって転位の固着源は数 nm サイズの窒素のクラスターまたは窒化物であると言えるが、その構造は同定されていない。

## 文 献

- 1) Y.Kuriyama, M.Takahashi and M.Ohashi: *J. JSAE*, **55** (2001), 51.
- 2) M.Ohashi: *Tetsu-to-Hagané*, **68** (1982), 1136.
- 3) N.Okubo: *J. Jpn. Soc. Technol. Plast.*, **21** (1980), 92.
- 4) T.Hamanaka: *J. Jpn. Soc. Technol. Plast.*, **33** (1992), 337.
- 5) 柴田眞志: 第180回塑性加工シンポジウム, 日本塑性加工学会, 東京, (1998), 9.
- 6) K.Miura, S.Takagi, T.Kato, O.Matsuda and S.Tanimura: *Materia Jpn.*, **35** (1996), 570.
- 7) K.Miura, S.Takagi, T.Hira and O.Furukimi: Proc. of SAE 1998 World Congress (No. 980952), SAE, Pennsylvania, (1998), 23.
- 8) H.Hayashi: *J. JSAE*, **49** (1995), 5.
- 9) E.Iizuka, T.Hira and O.Furukimi: *CAMP-ISIJ*, **12** (1999), 1222.
- 10) E.Iizuka, J.Hiramoto, T.Hira and O.Hurukimi: Proc. of 1999 JSAE Annual Congress (No. 9940305), JSAE, Tokyo, (1999), 21.
- 11) S.Satoh, T.Irie and O.Hashimoto: *Tetsu-to-Hagané*, **68** (1982), 1362.
- 12) K.Nakaoka, K.Araki and S.Kanehara: *J. Jpn. Soc. Technol. Plast.*, **17** (1976), 875.
- 13) K.Kawasaki, S.Sanagi, T.Senuma, S.Akamatu, N.Yoshinaga and O.Akisue: *Tetsu-to-Hagané*, **79** (1993), 76.
- 14) A.Okamoto, M.Takahashi and T.Hino: *Tetsu-to-Hagané*, **66** (1980), A209.
- 15) A.Uenishi, Y.Kuriyama, M.Usuda and M.Suehiro: Proc. of Int. Body Engineering Conf. and Exposition '97, Automotive Technology Group, Michigan, **29** (1997), 59.
- 16) 渡辺恵一, 岩谷二郎, 岡野洋一郎: 自動車の衝突安全性と高張力鋼板の高速変形特性, 日本鉄鋼協会, 東京, (1997), 73.
- 17) R.Pietrowski, W.F.Gasse and W.D.Kenny: Proc. of SAE 1983 World Congress (No. 830171), SAE, Pennsylvania, (1983), 1.
- 18) D.V.Wilson and B.Russell: *Acta Metall.*, **8** (1960), 36.
- 19) D.V.Wilson and B.Russell: *Acta Metall.*, **8** (1960), 468.
- 20) M.Ohashi, I.Takahashi and K.Hashiguchi: *J. Jpn. Soc. Technol. Plast.*, **17** (1976), 883.
- 21) S.Hanai, N.Takemoto, Y.Tokunaga and Y.Mizuyama: *Tetsu-to-Hagané*, **68** (1982), 1169.
- 22) S.Nomura, N.Komatsubara and K.Kunishige: *CAMP-ISIJ*, **4** (1991), 2019.
- 23) K.Kunishige, N.Komatsubara, S.Nomura and S.Nakai: Proc. of 1995 JSAE Annual Congress (No. 9534180), JSAE, Tokyo, (1995), 105.
- 24) S.Kaneko, J.Hiramoto, S.Matsuoka and K.Sakata: Proc. of 2001 JSAE Annual Congress (No. 20015140), JSAE, Tokyo, (2001), 1.
- 25) S.Kaneko, J.Hiramoto, S.Matsuoka and K.Sakata: *CAMP-ISIJ*, **14** (2001), 1386.
- 26) S.Kaneko, A.Tosaka, K.Sakata, F.Kosumi and I.Hishinuma: *Materia Jpn.*, **41** (2002), 48.
- 27) S.Kaneko, J.Hiramoto, S.Matsuoka, A.Tosaka and K.Sakata: Proc. of SAE 2002 World Congress (No.2002-01-0040), SAE, Pennsylvania, (2002), 33.
- 28) K.Miura, S.Takagi, O.Furukimi and S.Tanimura: *J. Soc. Mater. Sci. Jpn.*, **47** (1998), 1053.
- 29) M.Kato: *J. Jpn. Inst. Light Met.*, **46** (1996), 97.
- 30) 幸田成康: 金属物理学序論, コロナ社, 東京, (1964).