

変態誘起塑性効果を利用した次世代高強度薄鋼板

Prospective High Strength Steel Utilized TRIP Effect

佐久間 康治^{*(1)} 木村 徳俊^{*(2)} 伊丹 淳^{*(3)} 樋渡 俊二^{*(4)}
Yasuharu SAKUMA Noritoshi KIMURA Atsushi ITAMI Shunji HIWATASHI

河野 治^{*(5)} 坂田 国臣^{*(6)}
Osamu KAWANO Kuniomi SAKATA

抄 録

TRIP 効果を利用した次世代高強度薄鋼板について、伸びが増加する機構、製造原理と実機での製造例、成形性、溶接性、疲労耐久性を概説した。引張強度590～980N/mm²級の冷延及び熱延鋼板の実機製造を試み、これまでの開発鋼を上回る強度と伸びの組合せを確認した。張出し性は平面歪近傍で顕著な優位性が認められたが、TZP 試験により深絞り性も良好なことも明らかとなった。深絞り性の向上はポンチ肩部での変形が平面歪状態であるため、TRIP によって破断耐力が増すことに起因する。開発鋼のスポット溶接強度は従来の高強度鋼板に劣らず、疲労強度は、同等強度で最も優れるとされた dual-phase 鋼以上である。

Abstract

With regard to a next generation high strength steel sheet with utilized TRIP effect, a mechanism of increasing in its elongation, a case manufacturing example with using the manufacturing principle and actual apparatus, its formability, weldability, and fatigue durability are summarized. Cold rolled sheets having a tensile strength of 590 to 980N/mm² grade and hot rolled strips were manufactured by way of trial on the actual manufacturing lines, and confirmed were exquisite combination of strength and elongation exceeding these of steels developed so far. Superiority of stretchability of the said high strength steel was acknowledged in the vicinity of plain strain, and it has been further clear that its deep drawability was also excellent. Improvement in the deep drawability is due to increasing in proof stress by means of TRIP since the deformation at a punching shoulder is in the state of plain strain. Strength at spot welding of the developed high strength steel sheet stands comparison with the conventional high strength steel sheet, while its fatigue strength exceeds the one of dual-phase steel which is used to be most superior.

1. 緒 言

工業製品である自動車には、製造コストの安いことと、ランニングコストの安いことが高いパフォーマンスとともに求められる。自動車用薄鋼板の高強度化もこのような自動車に要求される機能と合致し、軽量化による燃費軽減や乗員安全性の向上を主眼に進展してきた。昨今では製造コストの安いことが何にも増して求められているが、成形性の優れた高強度薄鋼板の適用はこの第一の機能と本質的に矛盾するものではなく、一体成形化等による製造コストの低減メリットも含まれる。そこで本報告では、引張強度590～980N/mm²クラスで、その真価を発揮する TRIP 効果を利用した次世代高強度薄鋼板について概説する。

2. TRIP と自動車用高強度薄鋼板への適用

TRIP (Transformation Induced Plasticity) とは、変態誘起塑

性と訳されるが、化学的に不安定な状態で存在するオーステナイト (γ) 相が、力学的エネルギーの付加により、マルテンサイトへと変態する際に、相伴う大きな伸びのことを指す。TRIP が顕著に認められるのは準安定 γ 系のステンレス鋼であり、その応力-歪曲線を図 1¹⁾ に示す。真応力 σ と真歪 ϵ の関係を n 乗硬化則、

$$\sigma = K \epsilon^n \quad \dots\dots\dots(1)$$

で記述できる深絞り用の低炭素鋼とは異なり、301ステンレス鋼の応力-歪曲線は、加工誘発変態したマルテンサイトによる強度増加が、オーステナイトの単純な加工硬化に加わるために、S 字状となる。また微視的に見ると変態が完了した領域は硬質で、変形が進まないため、未変態の領域に変形が集中することとなり、くびれの発生、進展が抑制される結果均一伸びが増加する。

準安定 γ 系ステンレス鋼が室温で TRIP を示すのは、高温からの冷却途上でマルテンサイト変態を起こす M_s 点が室温以下であるためであり、Ni や C 等が γ 相の生成自由エネルギーを下げることによる。

*⁽¹⁾ 君津製鐵所 品質管理部 掛長 工博
 *⁽²⁾ 君津製鐵所 品質管理部 部長代理
 *⁽³⁾ 技術開発本部 君津技術研究部 主任研究員

*⁽⁴⁾ 技術開発本部 鉄鋼研究所 鋼材第一研究部 研究員
 *⁽⁵⁾ 技術開発本部 大分技術研究部 主任研究員
 *⁽⁶⁾ 大分製鐵所 生産技術部 部長代理

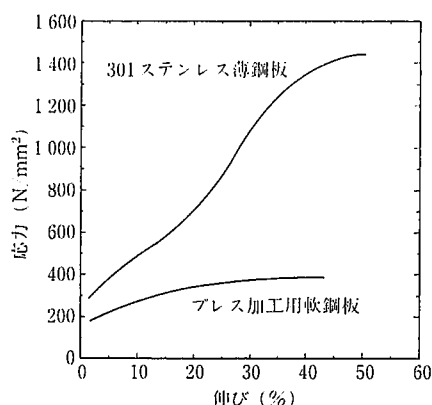


図1 TRIPを示す準 γ 系ステンレス薄鋼板とプレス加工用軟鋼板の応力-歪曲線の比較

深絞り加工に供する軟質の薄鋼板はフェライト(α)相で構成され、引張強度が490N/mm²を超すになると、析出物による強化とともに、マルテンサイトやベイナイトの硬質相を混在させる必要が生じる。しかし、低価格が第一に要求されるために、ステンレス鋼のような高価な合金元素を添加して γ 相を残すことはできず、成形性に優れた高強度薄鋼板の開発にあたって、TRIPの有効性²⁾が認識されていても、実際に適用することはできなかった。この壁を越える契機となったのは合金元素としてSiの活用であり、製造設備として過時効温度で再結晶温度からの冷却を停止する連続焼鈍設備(C.A.P.L.)の利用である³⁾。更にC.A.P.L.に代えて熱間圧延(以下、熱延と記す)のランアウトテーブル(ROT)での冷却方法を巧みに制御し、熱延巻取りまで同一の効果を狙った例も出現している⁴⁾。

この次世代高強度薄鋼板ではCの濃化により γ 相を安定化している⁵⁾が、その製造原理を図2⁶⁾に示す。冷間圧延(以下、冷延と記す)鋼板をC.A.P.L.で製造する場合、 α/γ 二相域熱処理とその後の緩冷中における α 相成長を組み合わせることで γ 中にC,Mnを濃縮する。 α 相が十分に成長したら、パーライトが生成しないような大きな冷却速度で450°C近傍以下に冷却する。その後ベイナイト変態を起こさせるわけであるが、Siを含んでおり、セメントサイトの形成が抑制されるため未変態 γ 相中には更にCが濃化する。その結果、未変態

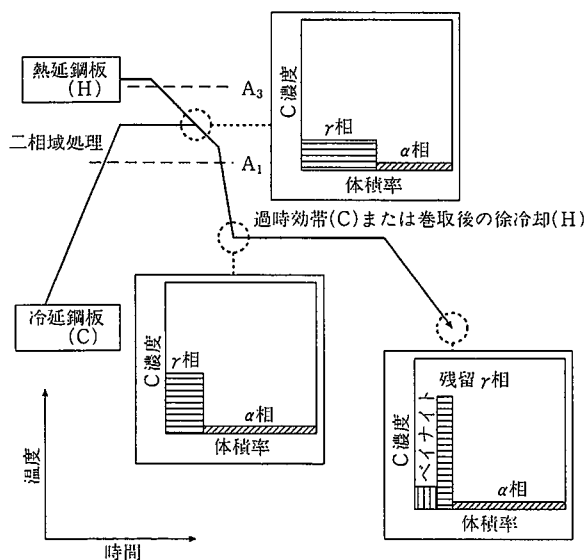


図2 C濃化による残留 γ 相生成の機構

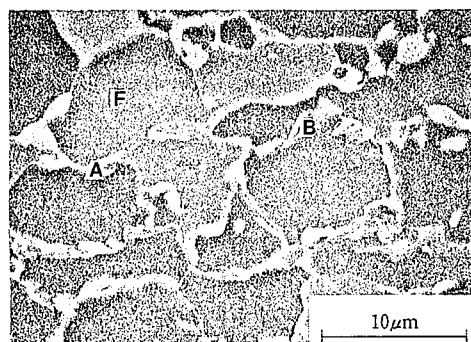
γ 相のMs点は室温以下となって写真1⁶⁾に示すような α 相(F)の粒界を中心に残留 γ 相(A)やベイナイト(B)の混在した金属組織が得られる。室温で鋼板を成形するとこの残留 γ 相がマルテンサイトに変態する際、TRIPをもたらし成形可能域を広げる⁷⁾。

熱延巻取りまで製造する場合には、次の方法がとられる。 α/γ 二相分離を行うため、仕上熱延温度を下げて α 変態を促進したり、あるいは通常の条件で仕上熱延を行ってから急冷して組織を微細化し、その後、 α 変態が進むまでを緩冷する。いずれの場合でも狙い強度に対応するだけの α 相が成長したら急冷するが、ベイナイト変態域以上の温度で冷却を終えてコイルに巻き取る。 α 相中にマルテンサイトが分散する dual-phase 鋼の冷却終了温度が、Ms点以下ならよいのに対して、TRIPに寄与するような γ 相を残すためには、一定の温度範囲で冷却を終える必要があるため、製造には困難が予想されたが、操業技術の改善により冷延鋼板に近い安定製造が可能となった。

このような冶金原理のよって実機製造がなされた鋼板の機械試験値の例を表1にまとめた。この中から冷延鋼板について、今までに製造が試みられた各種の鋼板と強度と伸びの組合わせを比較した結果を図3に示す。含まれる残留 γ 相の体積率は6~10%程度であるが、強度と伸びの組み合わせはTRIPにより一段と改善されている。

3. TRIP効果と薄鋼板の成形性

TRIPを起こす準安定 γ 系のステンレス薄鋼板が張出し性に優れることは、よく認識されており、ここで紹介する次世代高強度鋼板でも残留 γ 相の体積率は、小さいものの類似の効果はあると推測される。しかし破断と変形状態によって区分される薄鋼板の成形域には張出しの他にも深絞り、伸びフランジ、曲げがあり、その優劣を



A:オーステナイト, B:ベイナイト, F:フェライト

写真1 TRIP効果を利用した次世代高強度鋼板の金属組織の例(590N/mm²級冷延鋼板, SEM像)

表1 TRIP効果を利用した次世代高強度鋼板の実機製造例

種別	板厚 mm	C %	Si %	Mn %	降伏点 N/mm ²	引張強度 N/mm ²	全伸び %
冷延	1.0	0.11	1.18	1.55	339	614	37
冷延	1.2	0.14	1.74	1.49	411	695	33
冷延	0.8	0.15	1.98	1.64	460	833	29
熱延	1.4	0.11	1.45	1.47	470	647	36
熱延	2.3	0.14	1.74	1.49	536	753	34
熱延	2.3	0.15	1.98	1.64	571	806	30
熱延	1.6	0.21	2.05	2.21	855	1083	22

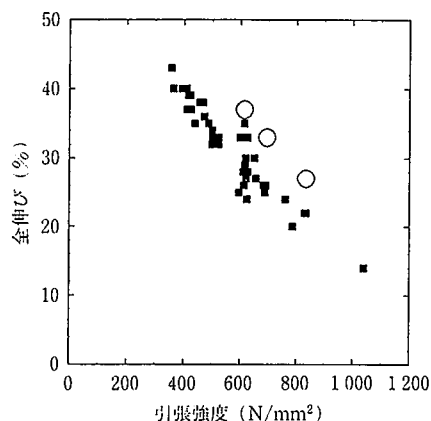


図3 これまでに開発報告がなされた薄鋼板(■)とTRIP効果を利用した次世代高強度薄鋼板(○)の強度延性バランスの比較

明らかにしておく必要がある。そこで本章では、表2に示す板厚1.0mmの590N/mm²級冷延鋼板(A)を中心に、強度が同等の析出強化鋼板(P), dual-phase 鋼板(D)と伸びが同等のりんによる固溶強化鋼板(S)の成形性を比較検討した。その結果^{6,9,10)}の概略を示す。

張出し性は、直径100mmの球頭ポンチを用いたLDH試験と液圧バルジ試験で評価した。等二軸引張のほか、長さ200mmの試料の幅を125~140mmと変化させることにより、平面歪近傍の張出し性を検討した結果を図4に示す。TRIP効果を利用する鋼板Aの限界成形高さは同強度の比較鋼PやDより優れ、等二軸引張変形では440N/mm²級の鋼板Sと同等、平面歪近傍では鋼板Sを上回る。限界成形高さの支配要因としては破断限界歪と歪分布が考えられるが、この場合には限界歪の差は認められず、歪分布の違いが原因している。図5に鋼板Aを等二軸引張と平面歪変形した時の歪分布を示すが、平面歪近傍の変形では歪の集中が抑制されている。これは拡散くびれの発生する相当塑性歪が等二軸引張(2n), 平面歪(2n/√3), 単

表2 成形性の検討に供したTRIP効果を利用した次世代高強度鋼板(A)と在来鋼板の機械試験値 (t=1.0mm)

供試材	降伏点 N/mm ²	引張強度 N/mm ²	全伸び %	n	
				5-15%	10%
A: 開発鋼	339	614	35.0	0.244	0.86
P: 析出強化	431	564	27.5	0.172	0.88
D: 複合組織	346	653	27.0	0.185	0.70
S: 固溶強化	323	434	35.7	0.188	0.87

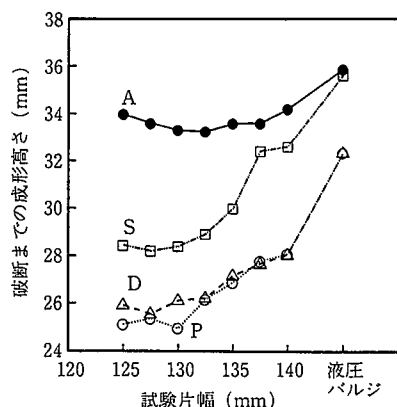


図4 LDH試験と液圧バルジ成形の成形高さ

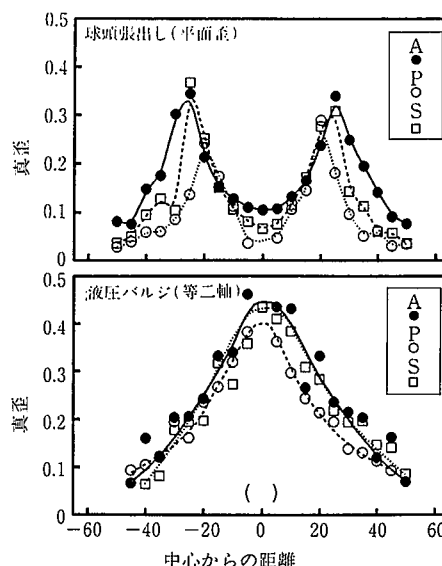


図5 平面歪と等二軸引張した時の歪分布の違い

軸引張(n)の順で大きいのにに対し、加工誘発変態による残留 γ 相は図6に示すように等二軸引張、平面歪、単軸引張、縮みフランジ変形の順で減少が著しく、くびれの生じる時点では、TRIP効果を起こして、歪を分散させる残留 γ 相が等二軸引張よりも、平面歪変形で多く存在するためと考えられる。

次に深絞り性を直径50mmの円筒ポンチを用いたTZP試験で検討した。TZP試験では、次のように算出されるT値が大きいほど深絞り性が良好とされる。しわ押さえ力(BHF)10kNでの絞り抵抗の最大値 P_m と、BHFを100kNとして、フランジ部の拘束により、ポンチ肩部で強制的に破断させたときの破断耐力 P_f を求め、 $(P_f - P_m)/P_f$ でT値を算出する。図7に絞り比1.9のときの P_m , P_f と引張強度の関係を示す。TRIP効果を利用する鋼板Aは他の鋼板と比較して引張強度の割に P_f が大きく、 P_m はやや小さい。これはポンチ肩部の変形は平面歪変形であり、変態による加工硬化が上乘せされるだけ P_f が増加するのにに対し、縮みフランジ成形では、図6のように加工誘発変態が起こりにくく、 P_m にはあまり影響しないためと考えられる。この結果、次世代高強度鋼板Aはr値が小さいにもかかわらず、図8に示すように絞り比によらずT値が大きく、深絞り性に優れている。

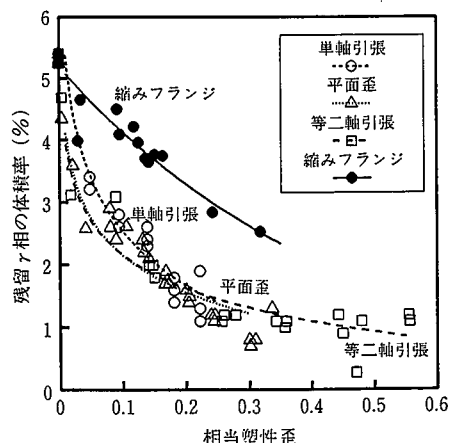


図6 変形様式の違いが加工誘発変態による残留 γ 相の減少に及ぼす影響

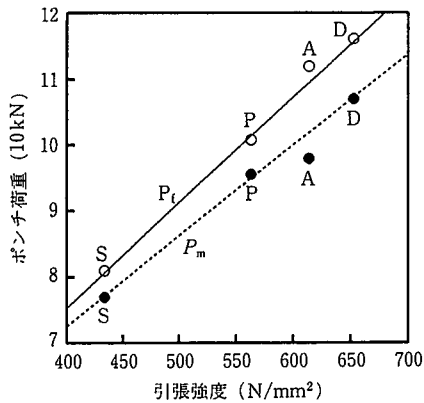


図 7 絞り比1.9の時の絞り抵抗(P_m)と破断耐力(P_f)と引張強度の関係

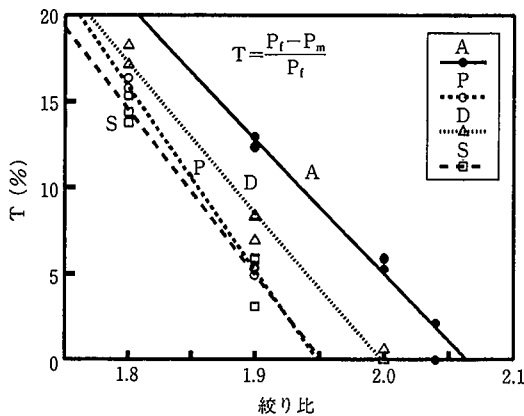


図 8 絞り比によるT値の変化

熱延鋼板も冷延鋼板と同一の強化機構を用いており、その成形性も基本的には類似する。一例として限界絞り比 LDR の測定結果を表 3¹⁴⁾ に示す。ここで、LDR は TZP 試験において、ポンチ径に対して外挿法で求めた P_m と P_f が一致するブランク径の比である。780 N/mm² 級の次世代高強度鋼板は、従来の 590 N/mm² 級熱延鋼板と同じ LDR を有しており、成形可能域が広がっていることが分かる。

以上のような小型成形試験の結果は、大型プレス試験機によるドアパネルのモデル試験結果と対応する。図 9 は表 2 に示す 4 種類の薄鋼板の成形可能領域を示す。

従来の鋼板 D や P では成形可能領域が存在しないが、TRIP 効果を利用する鋼板 A では、BHF を 1.5 MN 以上とすれば、しわを発生することなく成形が可能なのが図 9 で認められる。この大きな BHF で成形することは、同時に形状凍結性の改善をもたらすものであり、スプリングバックの増大から断念されていた薄鋼板の高強度化を促進するきともなる。

4. 溶接性と疲労耐久性

成形された部品を組み立てて自動車を構成するため、薄鋼板の多

表 3 次世代高強度熱延鋼板と従来鋼板の限界絞り比の比較

種別	板厚 mm	降伏点 N/mm ²	引張強度 N/mm ²	全伸び %	限界絞り比 LDR
次世代高強度熱延鋼板	1.4	598	794	30	2.13
従来鋼板	1.4	510	617	24	2.13

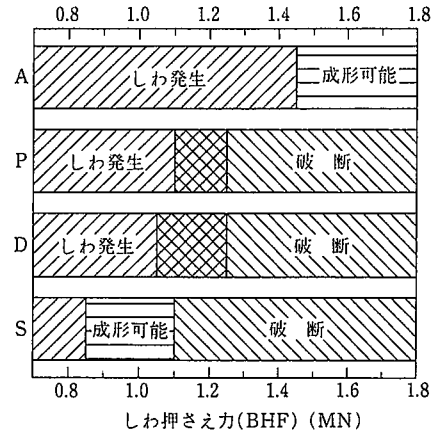


図 9 成形可能範囲の比較

くには溶接性が要求される。溶接の種類としてはアーク溶接やろう付け等もあるが、ここではスポット溶接性の調査結果を紹介する。表 4 に機械試験値を示す板厚 2.3 mm の 780 N/mm² 級熱延鋼板どうしを 8 mm φ の CF 型電極を用いて加圧力 625 kgf でスポット溶接した。図 10 にこのときの溶接電流による引張剪断強度 (TSS) と十字引張強度 (CTS) の変化を示す。溶接電流 7 kA 以上でナゲットが形成され、溶接電流 8.5~10 kA で TSS, CTS はそれぞれ 4 100 kgf, 2 200 kgf に達する。しかし、溶接電流 11 kA 以上ではチリが発生するため CTS は大きくばらつく。高 C の鋼では破断様式の違いにより CTS が低下するとされるが、表 1 に示す鋼板は、ナゲット外で破断するように成分設計をしているため、既存の高強度鋼板に劣らない溶接性を有する。

自動車として使用中、薄鋼板に要求される性能としては耐食性が第一に挙げられるが、足廻り部品では疲労耐久性が何にも増して重要である。dual-phase 鋼の疲労強度は、析出強化鋼やベイナイトを主体とした鋼に比べて高い。それは初期の繰返し硬化とその過程で生じた微細セル組織が安定であり、又、Si による α 相の強化と微細分散マルテンサイトにより、疲労損傷の発生と進展が抑制されるためとされる¹²⁾。ここで繰返し硬化とは、至制御疲労試験において、応

表 4 溶接性と疲労性の検討に供した TRIP 効果を利用した次世代高強度鋼板の化学成分 (wt %) と機械試験値 (t=2.3 mm)

C	Si	Mn	P	S	Al	降伏点 N/mm ²	引張強度 N/mm ²	全伸び %
0.149	1.98	1.64	0.008	0.0012	0.028	568	821	31

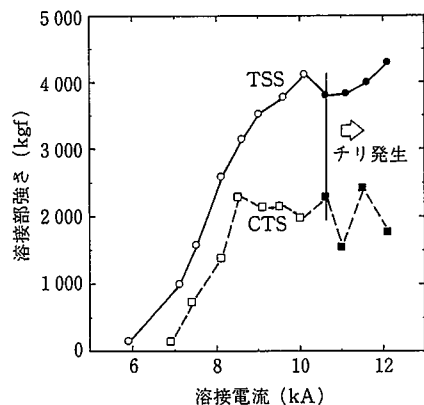


図 10 780 N/mm² 級熱延鋼板の溶接部強さ

力振幅が増加することを指すが、残留 γ 相を含む場合にも認められており、疲労によって発生する局所的に高い応力場を加工誘発変態が緩和することも考えられる¹³⁾。図11には表4の板厚2.3mmのほか、板厚2.7mmの780N/mm²級熱延鋼板と従来型の540~590N/mm²級熱延鋼板の両振り平面曲げ疲労試験結果を示す。TRIP効果を利用した高強度鋼板の 2×10^6 回での疲労強度は、400N/mm²であり、成形性同等の従来型鋼板の1.4~1.5倍に達する。

5. 結 言

プレス成形に供される薄鋼板、とくに冷延鋼板の金属組織はほとんど α 単相からなり、その加工性は α 相の集合組織や不純物の量、存在状態によって支配されていた。このため α 相中に微細マルテン

サイトが分散する dual-phase 鋼が開発され、1980年前後にその実用化が盛んに検討されたものの、今日でも自動車部品への適用は多くはない。これは新たな強化機構として見いだされた複合組織化には、利点がある一方で、欠点も多く存在するためであり、従来から功罪の検討対象であった残留 γ 相を導入するにあたっては、さらに困難が予想される。しかしその製造の可能性が報告されてから既に5年以上経過し、実機製造された鋼板により多くの優れた特徴が明らかとなった。もちろんこれから克服していく必要のある課題も多く、それが本鋼板に“次世代”と冠される理由の一つであろうが、投げかけられた課題を一つ一つ解決していくことにより、広い範囲での実用化を図っていきたい。

参 照 文 献

- 1) Ludwigson, D.C., Berger, J.A.: J. Iron Steel Inst. 207, 63 (1969)
- 2) Goel, N.C., Sangal, S., Tangri, K.: Met. Trans. A, 16A, 2013 (1985)
- 3) Sakuma, Y., Matsumura, O., Takechi, H.: Met. Trans. A. 22A, 489 (1991)
- 4) Kawano, O., Haji, J., Esaka, K.: Am. Soc. Mech. Eng. Prod. Eng. Div. 46, 11 (1991)
- 5) Sakuma, Y., Matlock, D.K., Krauss, G.: Met. Trans. A. 23A, 1221 (1992)
- 6) 樋渡俊二 ほか：材料とプロセス. 5, 1847 (1992)
- 7) Sakuma, Y., Matlock, D.K., Krauss, G.: Met. Trans. A. 23A, 1233 (1992)
- 8) 河合望, 済木弘行, 平手久徳：塑性と加工. 17, 899 (1976)
- 9) 樋渡俊二 ほか：塑性加工春期講演会論文集. 273, (1993)
- 10) Katayama, T. et al.: SAE Technical Paper 920247. (1992)
- 11) 池永則夫 ほか：日本機械学会九州支部夏季講演大会大分地方講演会. 201 (1992)
- 12) 水井正也 ほか：材料. 38, 15 (1989)
- 13) 高橋学, 水井正也：材料とプロセス. 7, 756 (1994)

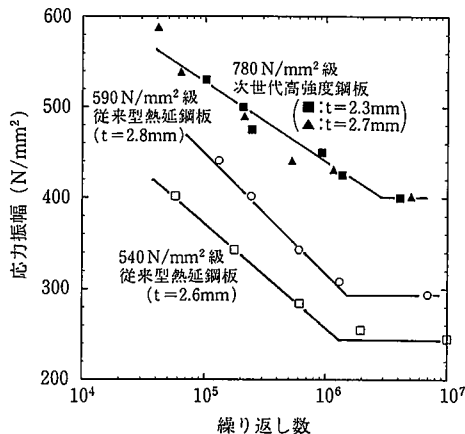


図 11 780 N/mm² 級熱延鋼板の平面曲げ疲労試験結果