

川崎製鉄技報
KAWASAKI STEEL GIHO
Vol.17 (1985) No.3

ばね用ステンレス鋼の疲労特性の改善

Improvement in the Resistivity to Fatigue of Stainless Steel Sheets for Spring

下村 順一(Junichi Shimomura) 野原 清彦(Kiyohiko Nohara) 鈴木 宰(Tsukasa Suzuki)

要旨：

自動車シートベルト用ぜんまいに供される SUS301 ステンレス鋼冷延板の硬度，疲労特性に及ぼす製造工程の影響を調査，検討した。耐疲労特性を向上させるには (1)最終冷間圧延工程で 100℃程度で温間圧延を行い，次いで室温で圧延を行う 2 段階圧延を行うこと (2) 最終冷間圧延前の焼鈍を通常より低めの 1000℃で行うこと が効果がある。ミクロ組織の調査の結果，2 段階圧延により残留オーステナイトとマルテンサイト強度差の少ない組織が得られ，かつ誘起されたマルテンサイトは微細であり，疲労破壊に対し抵抗性をもった組織であることがわかった。

Synopsis：

The effects of the manufacturing process on fatigue strength of cold rolled SUS301 stainless steel sheets for reactor springs were studied. Steel sheets with high fatigue strength and high hardness are produced by the double-stage rolling process in which they are subjected to primary rolling at about 100 °C followed by secondary rolling at room temperature. Steels with high fatigue strength are also obtained at an annealing temperature of 1000 °C, about 100 °C lower than conventional annealing, followed by cold final rolling. Micro-structural observation revealed that the difference in hardness between induced martensite and retained austenite is small, and the effective domain size is small after the double-stage rolling compared with that after conventional rolling. Excellent fatigue property obtained by double-stage rolling can be explained from the particular micro-structure.

(c)JFE Steel Corporation, 2003

本文は次のページから閲覧できます。

下村 順一^{*2} 野原 清彦^{*3} 鈴木 宰^{*4}

Improvement in the Resistivity to Fatigue of Stainless Steel Sheets for Spring

Junichi Shimomura, Kiyohiko Nohara, Tsukasa Suzuki

要旨

自動車シートベルト用ぜんまいに供される SUS 301 ステンレス鋼冷延板の硬度、疲労特性に及ぼす製造工程の影響を調査、検討した。耐疲労特性を向上させるには

- (1) 最終冷間圧延工程で 100°C 程度で温間圧延を行い、次いで室温で圧延を行う 2 段階圧延を行うこと
- (2) 最終冷間圧延前の焼鈍を通常より低めの 1 000°C で行うこと

が効果がある。ミクロ組織の調査の結果、2 段階圧延により残留オーステナイトとマルテンサイトの強度差の少ない組織が得られ、かつ誘起されたマルテンサイトは微細であり、疲労破壊に対し抵抗性をもった組織であることがわかった。

Synopsis:

The effects of the manufacturing process on fatigue strength of cold rolled SUS 301 stainless steel sheets for retractor springs were studied. Steel sheets with high fatigue strength and high hardness are produced by the double-stage rolling process in which they are subjected to primary rolling at about 100°C followed by secondary rolling at room temperature. Steels with high fatigue strength are also obtained at an annealing temperature of 1 000°C, about 100°C lower than conventional annealing, followed by cold final rolling. Micro-structural observation revealed that the difference in hardness between induced martensite and retained austenite is small, and the effective domain size is small after the double-stage rolling compared with that after conventional rolling. Excellent fatigue property obtained by double-stage rolling can be explained from the particular micro-structure.

1 緒 言

近年自動車の運転者および同乗者の交通事故による傷害を軽減するために、シートベルトの着用が各国で奨励されており、我が国でも道路交通法の改正により、高速道路のみならず一般道路でもシートベルト着用の義務化をはかる動きがある。それに伴い、シートベルトメーカーでは、コンパクトで装着感が少なく、耐久性に優れた製品の開発にしのぎを削っている。このような特性を発揮させるにはベルトを体に密着させるためのばね部の設計が重要であり、優れた性能のシートベルトの設計には優れたばね材の開発がきめ手となる。

従来から、自動車シートベルトばね材として、SUS 301 に代表される準安定オーステナイトステンレス鋼が多用されてきた。この材料は溶体化処理後の冷間加工により多量の硬質のマルテンサイトが誘起される点に特徴があり、ばね材に必須の特性である高強度および優れた耐疲労特性はこの加工誘起マルテンサイトにより付与される。しかし近年のばね材に対する特性向上の要求はますます厳しくなり、従来の材料ではこの要求に応えることが困難になりつつあった。そこで従来の製造工程を見直し、強度、耐疲労特性に優れた SUS 301 ばね材を開発したので報告する。

2 自動車シートベルト用リトラクターぜんまいについて

自動車用シートベルトは布製のベルトおよび香箱（こうばこ）から成っている。香箱の中にはリトラクターぜんまいおよびフリーホイールがあり、ベルトの一端はリトラクターぜんまいの軸に巻かれている。ベルトは張力がかかると引き出され、張力がゆるむとリトラクターぜんまいの復元力により張力とぜんまいの力が釣り合う状態まで巻き戻され、ドライバーが動いても常にドライバーの体に密着した状態になっている。フリーホイールは、ベルトの装着、脱着、運転操作等の緩やかなベルトの使用時には動作しないが、衝撃等の急激な張力がベルトに作用した時にベルトの引き出しを停止させ、ドライバーの体をシートに固定させる働きがある。このような機構であるからドライバーが動くたびに、リトラクターぜんまいは引き出し、巻き戻しを繰り返すわけで、ばね材は耐疲労特性に優れていることが要求される。また車内空間の制約によりばねはコンパクトでトルクが強いことが必要であり、ばね材は高硬度であることが要求される。

従来のシートベルト用リトラクターぜんまいは Photo 1 に示すような 1 軸式の構造となっている。これはビッカース硬度 (HV) 530 程度に調整した 0.23 mm 厚の SUS 301 冷延板を軸に単巻きに巻き、300~400°C で焼戻し処理を行い、香箱にセットしたもので

*1 昭和60年5月11日原稿受付

*2 鉄鋼研究所水島研究部第二研究室主任研究員（課長補）

*3 ハイテック研究所新素材研究センター主任研究員（部長補）・工博

*4 鉄鋼研究所プロセス研究部製鋼研究室

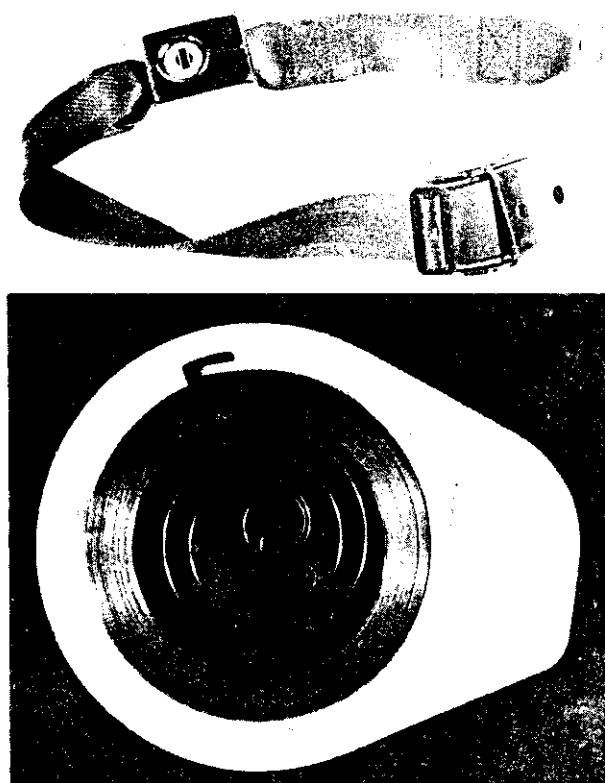


Photo 1 Appearance of retractor spring for car seat belt made of SUS 301 stainless steel sheet

ある。この構造の場合、ベルトの引出し量に比例してトルクが高くなり、ドライバーにとって装着感が強いことが欠点となっていた。この欠点を改良するために2軸式のぜんまいが考案され、現在主流になりつつある。この方式では、装着前に1つの軸に巻かれていたぜんまいが、ベルトの引出しにつれて別の軸に逆巻きに巻かれる機構になっており、引出し量によらずほぼ一定のトルクが得られることが大きな特徴となっている。しかし2軸式ばねの場合は、引出し、巻き戻しのたびにばね材の表面に大きな正負の曲げ応力が繰り返し負荷され、従来の0.23mm厚のばね材ではわずかの応力の繰り返しにより疲労破断を起こしてしまう。この大きな表面曲げ応力を緩和するために、2軸式ぜんまいでは0.13mm厚の薄いばね材が使用される。ばね材を薄くしたことによるトルクの減少は、ばね材のスリット幅を広くすることによりある程度はカバーできるが、車内スペースの面からの制約もあり、どうしてもばね材の硬度をHV560~580程度まで上昇させ、十分なトルクを確保する必要にせまられていた。しかも耐疲労特性に優れることがぜひとも必要である。

3 実験方法

本研究では、高強度・高耐疲労性材料を得ることを目的として、プロセス条件の影響をしらべるための「圧延・焼鈍工程変更実験」

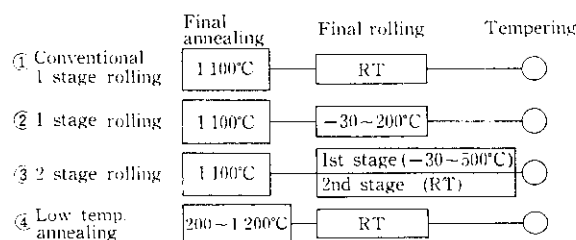


Fig. 1 Flow chart of annealing and rolling process

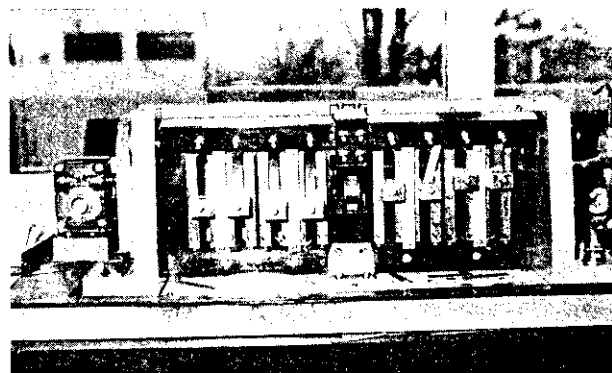


Photo 2 View of an alternating plane bending fatigue testing machine

を行い、機械的性質およびマイクロ組織の調査を行った。

SUS301ばね材の通常の製造工程では、スラブまたはインゴットを熱間圧延後、1100°Cでの中間焼鈍をはさんだ冷間圧延を繰り返す、最終冷間圧延後300~400°Cの焼戻し処理を行う。

通常の中間焼鈍工程および冷間圧延工程の他に最終冷間圧延温度、中間焼鈍温度を変えた工程変更実験を行った。使用した工程材熱延板の成分をTable 1に示す。また工程変更実験の概要をFig. 1に示す。すなわち、①通常の工程(1100°Cの中間焼鈍後室温で圧延)、②圧延温度変更実験(1100°Cの中間焼鈍後-30~200°Cの間の一定温度で圧延)、③2段階圧延実験(1100°Cの中間焼鈍後-30~500°Cで1次圧延および室温での2次圧延)、④焼鈍温度変更実験(中間焼鈍温度を200~1200°Cで行った後室温で圧延)である。圧延を室温以外で行う場合は、圧延の各パス毎に所定の温度に保持したドライアイスアルコール槽、シリコンオイル槽、あるいはボックス炉中にサンプルを40s以上保持した後すばやく取り出し圧延を行った。圧延率は30~80%の範囲であり、最終板厚は圧延率によらず0.4~0.45mmとなるようにした。

圧延後400°C×1hの焼戻し処理を行った後、10mm幅×50mm長の短冊形試験片を用い、疲労試験を行った。疲労試験機はPhoto 2に示す両振り平面曲げ疲労試験機で、1000cycle/minの速度で繰り返し応力を負荷した。表面応力の算出は(1)式の片持ちばりの式を用いて算出した。

$$\sigma = 3E \cdot t \cdot \sin \theta / 2L \cdot \cos^2 \theta \quad (1)$$

ここで

Table 1 Chemical composition and mechanical properties of SUS 301 stainless steel sheet specimen

Chemical composition (wt %)						ASTM G.S. No.	Mechanical properties			
C	Si	Mn	Ni	Cr	N		HV	0.2% PS (kgf/mm ²)	TS (kgf/mm ²)	El (%)
0.10	0.63	0.90	7.1	17.4	0.018	8.1	172	24.5	70.5	64

- σ : 表面最大曲げ応力
 E : ヤング率
 t : 試料厚み
 θ : 振れ角度
 L : チャック間距離

である。振れ角度 θ により応力 σ を変えて $S-N$ 曲線を作成し、300 万回の繰返しで 50% の試験片が破断する応力 σ を疲労強度 σ_f とした。

疲労特性に及ぼすミクロ組織の影響を調査するため電子顕微鏡による組織の観察、X線回折法によるドメインサイズの測定、フェライトスコープによるマルテンサイト発生量の測定も行った。

4 実験結果

4.1 室温圧延実験

圧延温度変更実験に先立ち、1100°C で中間焼鈍後、室温で圧延を行い、疲労強度とビッカース硬度を測定した。50% の冷間圧延後 400°C で 1h の焼戻し処理を行った場合の $S-N$ 曲線の例を 1100°C 焼鈍材と比較して Fig. 2 に示す。これらの $S-N$ 曲線から求められる疲労強度 σ_f は、焼鈍材で 42 kgf/mm² であるのに対し、冷間圧延材では 53 kgf/mm² と、後者が優れている。これは冷間圧延により誘起されたマルテンサイトによる効果と考えられる。

Fig. 3 に、種々の成分の SUS 301 の最終冷間圧延率を変えた場合の、ビッカース硬度と疲労強度の関係を示す。 σ_f は HV 530 ま

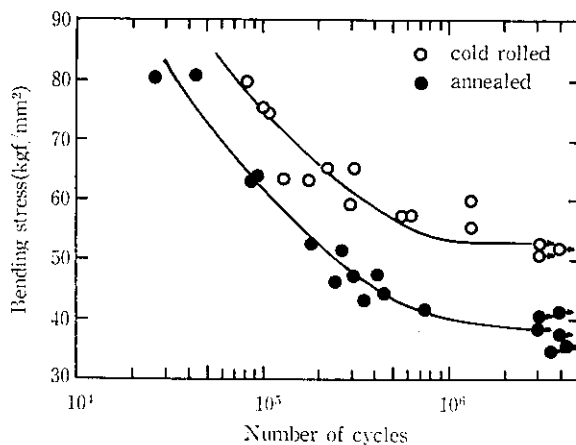


Fig. 2 Example of $S-N$ curve of SUS 301 after annealing and cold rolling

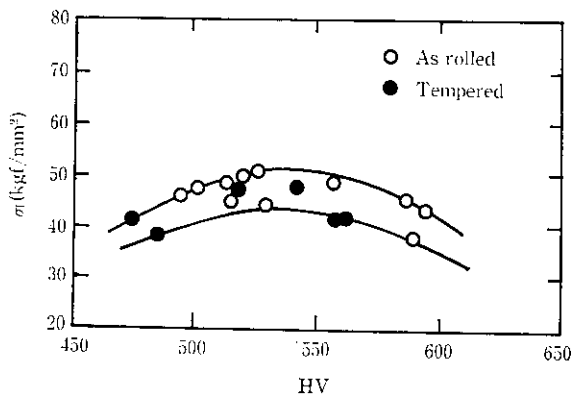


Fig. 3 Relation between fatigue strength, σ_f , and Vickers hardness, HV, of cold rolled SUS 301 steel sheet

では HV とともに上昇するが、HV 530 以上ではむしろ減少の傾向を示す。 σ_f に対する成分の影響は相対的に少なく、Si の含有量を 0.8% 程度に高める、あるいはオーステナイトを通常よりやや不安定にすることによりある程度の σ_f の向上はみられるが、それでも HV 560~580 の高硬度域で高い疲労強度は望めず、ばね製造メーカーの要求に応えることは不可能であった。

4.2 圧延温度変更実験

そこで冷間圧延温度を -30~200°C の範囲で変化させ、疲労強度と硬度に及ぼす圧延温度の影響を調査した。Fig. 4 に、圧延率をパラメータとして、疲労強度と硬度の圧延温度依存性を示す。疲労強度の圧延温度依存性は圧延率により異なり、30% 圧延の場合は圧延温度の上昇とともに疲労強度は低下するが、50 および 80% 圧延の場合は逆に圧延温度の上昇とともに疲労強度は上昇し、200°C で 80% 圧延の場合は約 60 kgf/mm² の高い値を示す。SUS 301 の M_d 点 (加工によりマルテンサイトが発生する上限の温度) は約 160°C であることから、200°C での 80% の圧延による著しい疲労強度の上昇は、強加工されたオーステナイトが優れた耐疲労特性を有していることを示している。一方硬度は圧延温度とともに急激に低下し、200°C で圧延した場合は 80% の圧延後も HV 500 以下である。SUS 301 の $M_{d_{30}}$ (30% の引張真歪を与えた場合に 50 vol% のマルテンサイトが発生する温度) は室温付近にあり、この実験の圧延温度域でのマルテンサイトの発生量は加工率、加工温度により敏感に変化することから、硬度の圧延温度依存性はマルテンサイトの発生量の違いにより説明できよう。

以上の結果から、単に圧延温度を変更しても HV 560 以上の高硬度域で優れた耐疲労特性を有する材料は得られないことがわかる。

4.3 2 段階圧延実験

圧延温度変更実験の結果から、強く冷間加工を受けたオーステナイトは高い疲労強度を有するが、硬度は低く、ばね材として強度不足であることがわかった。そこで冷間圧延工程を圧延温度により 2 段階に分け、マルテンサイトをあまり誘起せず、オーステナイトに

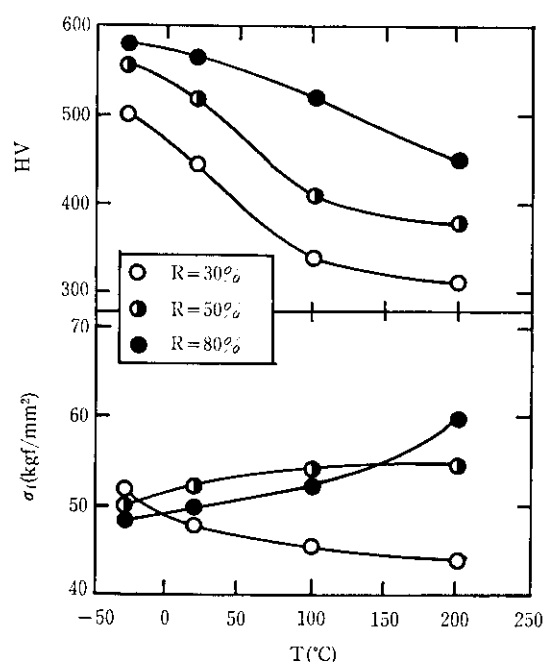


Fig. 4 Relation between fatigue strength, σ_f , and Vickers hardness, HV, and rolling temperature

十分歪を導入させる圧延法と、応力誘起マルテンサイトを大量に発生させ、硬度の上昇をはかる圧延法を組み合わせを行い、疲労強度と硬度を測定した。

Fig. 5 は、第1次として $-30 \sim 500^\circ\text{C}$ で 60% の圧延を行い、続いて室温で 50% の圧延を行い、合わせて 80% の2段階圧延を行った後の疲労強度と硬度の値を、1次圧延温度に対してプロットしたものである。図中 * 印で示した室温での通常の圧延法に比べ、1次圧延を 100°C 以上で行う2段階圧延は、 $18 \sim 25 \text{ kgf/mm}^2$ も疲労強度が上昇していることがわかる。また硬度も HV 550~580 の高い値を示している。とくに 100°C で1次圧延を行った場合、疲労強度は最大値を示す。

Fig. 6 は1次圧延を室温で行った2段階圧延材と、通常の室温で圧延した材料の S-N 曲線を比較したものである。2段階圧延材はとくに低応力領域で高い疲労寿命をもっていることがわかる。

一方 -30°C で1次圧延を行った場合は、通常の圧延法に比べても疲労強度は著しく低い。この場合1次圧延の段階で大量にマルテンサイトが発生し、2次圧延の段階でマルテンサイトに多量の加工歪が導入されているものと推定される。

これらの結果から、1次圧延を 100°C 以上の温度で行い、あまりマルテンサイトを発生させずにオーステナイトを十分加工し、続いて室温で2次圧延を行うことによりマルテンサイトを発生させた場合、硬度および疲労強度共に高い材料が得られ、ばね製造メーカーの要求を満たせることがわかる。

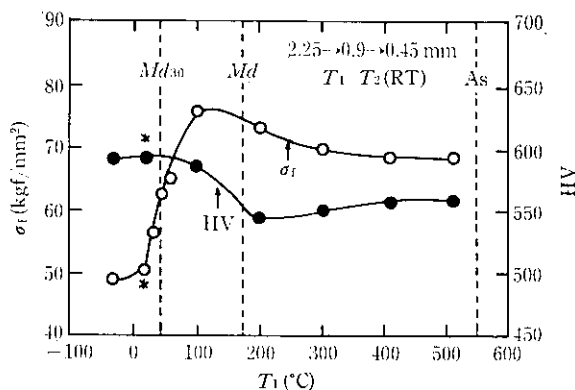


Fig. 5 Effect of 1st stage rolling temperature, T_1 , on fatigue strength, σ_f , and Vickers hardness, HV, after 2-stage rolling

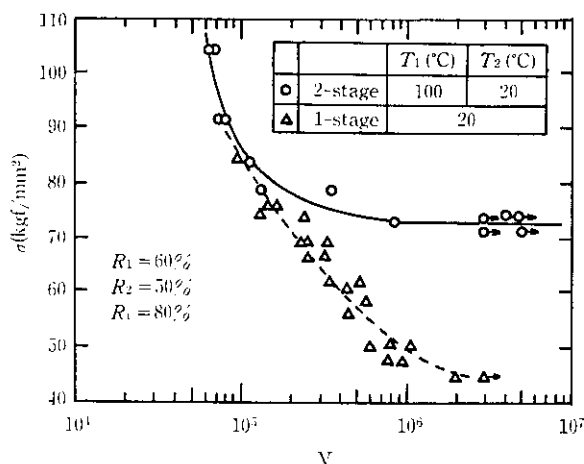


Fig. 6 Relation between cyclic bending stress, σ , and cycles to fatigue, N , in the fatigue test for SUS 301 steel after 2-stage rolling and conventional 1-stage rolling

4.4 焼鈍温度変更実験

通常の SUS 301 ステンレス鋼ばね材は、約 1100°C の中間焼鈍後、最終冷間圧延を施され、ばねに加工される。この場合の中間焼鈍の目的は、前の圧延加工によって誘起された硬質のマルテンサイトを逆変態させ、歪、炭化物の残留しない均一なオーステナイト相を得、次の冷間圧延を行いやすくすることにある。しかし最終冷間圧延前の最終中間焼鈍を通常より低めの温度で行い、あえてマルテンサイト、加工歪および炭化物を残留させた状態で最終冷間圧延を行った場合、疲労特性がどう変化するかは非常に興味深い点である。

そこで、1.1 mm 厚の 1100°C 中間焼鈍材に 27% の冷間圧延を施して 0.8 mm 厚とした後、 $200 \sim 1200^\circ\text{C}$ で 5 min の中間焼鈍を行い、さらに 50% の最終冷間圧延により 0.4 mm 厚とした。

Fig. 7 に最終冷間圧延後の疲労強度と中間焼鈍温度の関係を示す。通常の 1100°C での中間焼鈍のプロセスに比べ、 $200 \sim 500^\circ\text{C}$ あるいは $800 \sim 1000^\circ\text{C}$ で中間焼鈍を行った場合、疲労強度は $5 \sim 13 \text{ kgf/mm}^2$ 上昇していることがわかる。一方 $600 \sim 700^\circ\text{C}$ の鋭敏化領域で中間焼鈍を行った場合疲労強度は著しく低下する。

Fig. 8 に最終冷間圧延後の硬度と中間焼鈍温度の関係を示す。 $600 \sim 900^\circ\text{C}$ の中間焼鈍では十分な硬さが得られないこと、 1000°C あるいは $200 \sim 500^\circ\text{C}$ の中間焼鈍により通常の工程におけるよりも高い硬度が得られることがわかる。

Fig. 7, Fig. 8 の結果から、 1000°C あるいは $200 \sim 500^\circ\text{C}$ で中間焼鈍を行うことにより、通常の工程によるよりも高硬度で、し

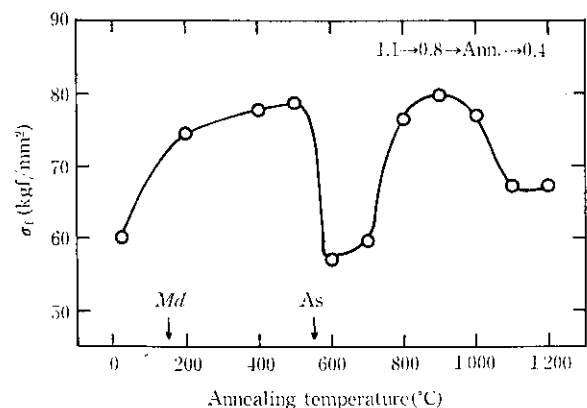


Fig. 7 Effect of final annealing temperature before final cold rolling on fatigue strength, σ_f

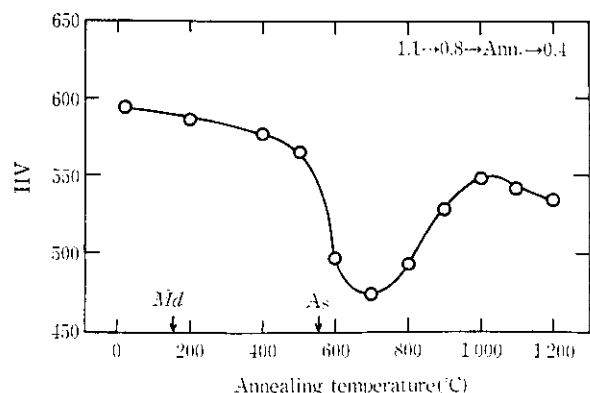


Fig. 8 Effect of final annealing temperature before final cold rolling on Vickers hardness, HV

かも高疲労強度を有する材料が得られることがわかった。ただし SUS 301 の逆変態開始温度 A_s は約 550°C であり、 550°C 以下の温度で中間焼鈍を行った場合は逆変態が起きないために、最終冷間圧延時にはマルテンサイトが著しく硬化し、圧延パス回数の増加、板切れ、板の形状不良等を起こしがちである。したがって実工程に適用できるのは 1000°C の中間焼鈍プロセスであると考えられる。

5 考 察

5.1 2 段階圧延後のミクロ組織

前章で述べたように、 100°C 以上の温度で 60% の 1 次圧延後、室温で 50% の 2 次圧延を行い、計 80% の 2 段階圧延を行うと、疲労強度は大幅に上昇する。2 段階圧延後のミクロ組織を、通常の室温圧延の場合と比較しながら、以下考察する。

Fig. 9 は、 150°C で 60% の 1 次圧延後、室温で 50% の 2 次圧延を行い、計 80% の 2 段階圧延を行う過程での硬度、疲労強度、マルテンサイト量の変化を、室温および 150°C の一定温度で圧延した場合と比較したものである。2 段階圧延完了後の硬度は HV 570 で、室温での 50% 圧延後の HV 560 より高く、80% 圧延後の HV 580 より低い。一方マルテンサイト発生量は、室温圧延の場合圧下率 50% のとき 90%、圧下率 80% のとき 95% であるのに対し、2 段階圧延の場合は 1 次圧延後に 10%、2 次圧延後にも 85% にすぎない。とくに室温での 50% の 2 次圧延によるマルテンサイトの増加量は 75% であり、室温での 50% の通常圧延後に 90% のマルテンサイトが発生するのに比べ、著しくその発生量は少ない。これは 150°C での 1 次圧延よりオーステナイト相中に大量の歪が導入され、それが室温での 2 次圧延時に発生するマルテンサイトの成長を抑制し、その結果マルテンサイトの量が少なくなったものと

考えられる。そして、2 段階圧延材の残留オーステナイトは室温圧延材の残留オーステナイトよりかなり硬化しているものと考えられる。このことは、室温で 50% の圧延の場合は 90% のマルテンサイト発生量に対し HV 560 であるのに対し、2 段階圧延の場合は 85% のマルテンサイト発生量に対し HV 570 と、より硬化していることも裏づけられる。

上述のように、2 次圧延時に誘起されるマルテンサイトは、1 次圧延時にオーステナイト中に導入された歪により、成長が抑制されると推定した。成長が抑制された 2 段階圧延材中のマルテンサイトは通常圧延材中のマルテンサイトに比べ粒が微細になっていると考えられる。この推定を確認するために、X 線ラインブロードニング法により、2 段階圧延材と通常圧延材のマルテンサイトの実効粒径を測定した。Hall²⁾ によれば実効粒径 $\bar{a}$ 、実効歪 $\bar{\epsilon}$ および X 線回折ピークの半価幅 β の間には次の関係がある。

$$\left(\frac{\beta \cos \theta}{\lambda}\right)^2 = \frac{1}{\bar{a}^2} + \frac{\bar{\epsilon}^2 \sin^2 \theta}{\lambda^2} \quad (2)$$

$$\beta^2 = B^2 - b^2 \quad (3)$$

ここで B は X 線回折ピークの半価幅、 b は回折装置に固有の定数、 θ はブラッグ角、 λ は X 線の波長である。2 段階圧延材と通常圧延材の (211)_a、(422)_a 回折ピーク幅より実効粒径を測定した結果を Fig. 10 に示す。この図において $\sin \theta / \lambda = 0$ となる y 切片の逆数の平方根が実効粒径 $\bar{a}$ となるが、通常圧延材では $\bar{a} = 258 \text{ \AA}$ であるのに対し、2 段階圧延材では $\bar{a} = 209 \text{ \AA}$ となっており、2 段階圧延材中のマルテンサイトは微細であることが確認できた。微細な結晶粒は疲労クラックの進展を抑制する作用がある³⁾ ことから、2 段階圧延で得られた微細なマルテンサイト組織は耐疲労特性に優れた組織であると考えられる。

さて、SUS 301 冷間圧延材は加工誘起マルテンサイトと残留オーステナイトの 2 相混合組織となっている。強度の著しく異なる相か

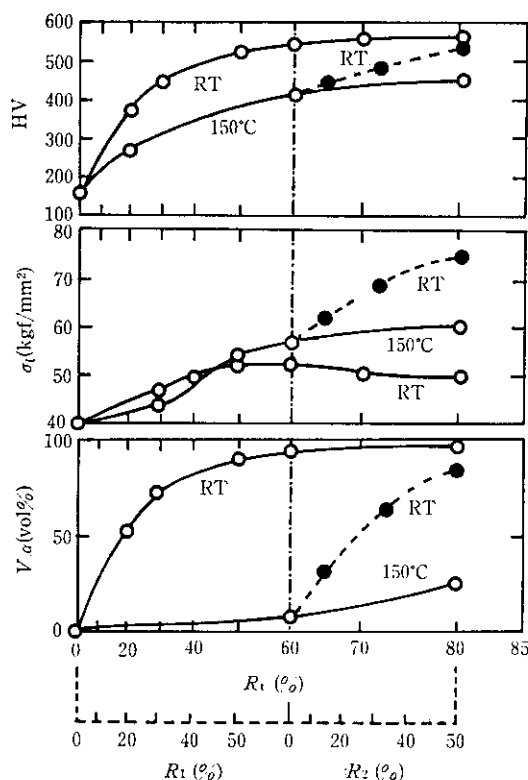


Fig. 9 Changes of Vickers hardness, HV, fatigue strength, σ_f , and volume fraction of martensite, V_a , during rolling at room temperature and 150°C

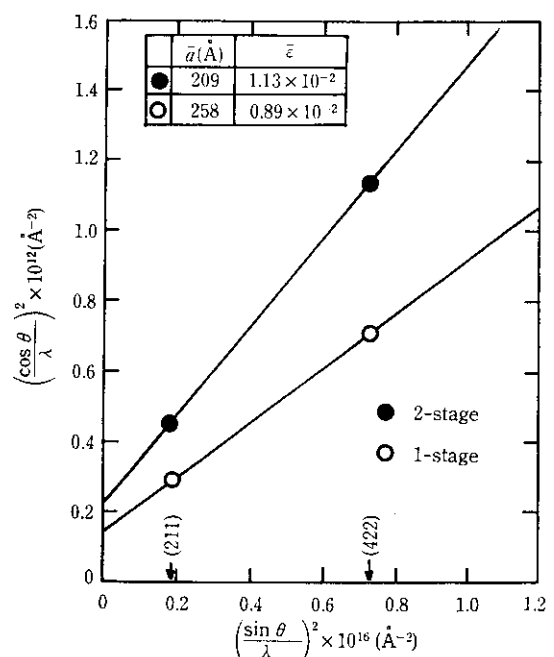


Fig. 10 Estimation of effective domain size, $\bar{a}$, and effective strain, $\bar{\epsilon}$, of the strain-induced martensite on the basis of the line broadening measurement in X-ray diffraction for SUS 301 steel after 2-stage rolling and conventional 1-stage rolling

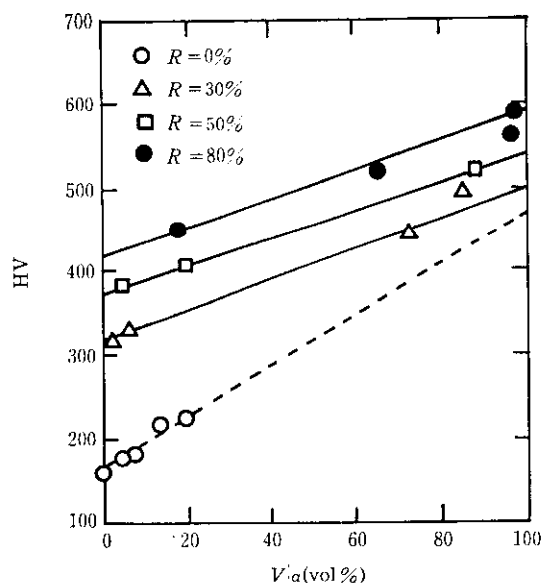


Fig. 11 Relation between Vickers hardness, HV, and volume fraction of martensite, V_α , after rolling from -30°C to 150°C and subzero treatment from -198°C to -100°C

ら成る 2 相組織では、異相界面で応力集中が生じ、そこが起点となり疲労亀裂が生じがちである。そこで、2 段階圧延材と通常圧延材中のマルテンサイトとオーステナイトの強度差を推定した。

Fig. 11 は、 1100°C で中間焼鈍を行った SUS 301 を、 $-30\sim 150^\circ\text{C}$ の温度で圧延あるいは $-100\sim -198^\circ\text{C}$ でサブゼロ処理を行ってマルテンサイト発生量を変え、マルテンサイト量と硬度の関係を圧延率をパラメーターとして示したものである。それぞれの圧延率において硬度とマルテンサイト量の間には直線関係があることがわかる。そして、マルテンサイトとオーステナイトがそれぞれ独立して硬度に寄与すると仮定すれば、それぞれの圧延率の直線においてマルテンサイト量 = 0 の y 軸切片は、その圧延率の圧延を施した場合のオーステナイトの硬度を示し、マルテンサイト量 = 100% の y 軸切片はその圧延率の圧延を施した場合のマルテンサイトの硬度を示すことになる。もしオーステナイトとマルテンサイトの相互作用が十分に大きければ、硬度とマルテンサイト量の関係は直線関係からずれるはずである。Fig. 11 において、硬度とマルテンサイト量が直線関係を示すことは、上記の仮定の妥当性を示すものと言える。また、Fig. 11 に示したデータの圧延温度は $-30\sim 150^\circ\text{C}$ であり、冷間加工したオーステナイトステンレス鋼において至時効の生ずる温度よりも低く、圧延温度が異なってもオーステナイトとマルテンサイトの室温での硬度はそれぞれ等しいと見なせよう。

このような仮定を行った場合、Fig. 11 においてマルテンサイト量が 0% および 100% の y 軸切片を読みとることにより、冷間加工過程でのオーステナイトとマルテンサイトのそれぞれの硬化挙動を推定することができる。すなわちオーステナイトの圧延前の硬度は HV 160 程度であるが、80% の圧延後は HV 420 まで硬化する。一方、マルテンサイトは圧延前に既に HV 470 程度とかなり硬質であるが、圧延を施しても硬度の上昇は少なく、80% の圧延後も HV 600 程度にしか上昇しない。

Fig. 9 と Fig. 11 に示した結果を組み合わせることにより、2 段階圧延および通常の室温圧延を行った場合のオーステナイトおよびマルテンサイトの加工硬化挙動を独立して推定することができる。Fig. 12 に 150°C で 60% の 1 次圧延と室温で 50% の 2 次

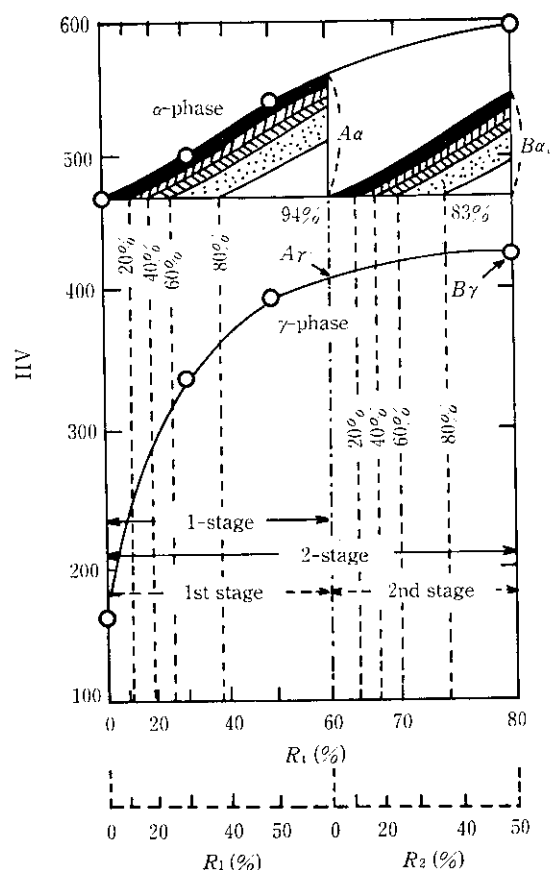


Fig. 12 Changes of Vickers hardness, HV, of α -phase and γ -phase during 1-stage rolling and 2-stage rolling

圧延を組み合わせた 2 段階圧延と室温で 60% の通常圧延を行った場合のオーステナイトとマルテンサイトの加工硬化曲線を示す。ただし変態後のマルテンサイトの硬度は、変態前のオーステナイトの状態によらず、一定 ($\text{HV}=470$) であると仮定した。室温での通常圧延の場合、圧延の進行につれて、オーステナイトは順次マルテンサイトに変態し、60% の圧延終了時には全体の 94% がマルテンサイトとなる。残留オーステナイトは、オーステナイト加工硬化曲線にしたがって硬化し、圧延終了時には図中で A_γ 示した HV 400 まで加工硬化する。しかしマルテンサイトの硬度は一樣ではなく、圧延の初期に変態したマルテンサイトは変態後の加工度が大きいため HV 560 まで硬化するのに対し、圧延終了直前に変態したマルテンサイトはほとんど加工を受けないので HV 470 程度に留まり、マルテンサイトは $A_\alpha=90$ の硬度のばらつきをもつ。一方 2 段階圧延の場合は、1 次圧延時にはマルテンサイトはほとんど発生せず、オーステナイト単相のままで A_γ まで加工硬化する。室温での 2 次圧延に入り、オーステナイトは順次マルテンサイトに変態するが、2 次圧延の初期に変態したマルテンサイトは、変態後の加工により HV 540 まで加工硬化するが、圧延終了時に変態したマルテンサイトは HV 470 にとどまり、マルテンサイトは $B_\alpha=70$ の硬度のばらつきをもつ。残留オーステナイトは 1 次圧延過程で A_γ の硬度から更に加工硬化を受け、2 段階圧延終了時に残留したオーステナイトの硬度は B_γ に達する。

Fig. 13 に、Fig. 12 に示した結果から得たマルテンサイトとオーステナイトの硬度分布を、ヒストグラムにして示す。この図より通常の圧延法による場合のオーステナイトとマルテンサイトの平均硬度差 $\Delta\text{HV}=128$ であるのに対し、2 段階圧延による場合の平均硬度差 $\Delta\text{HV}=102$ であり、後者の場合、異相間の強度差が少

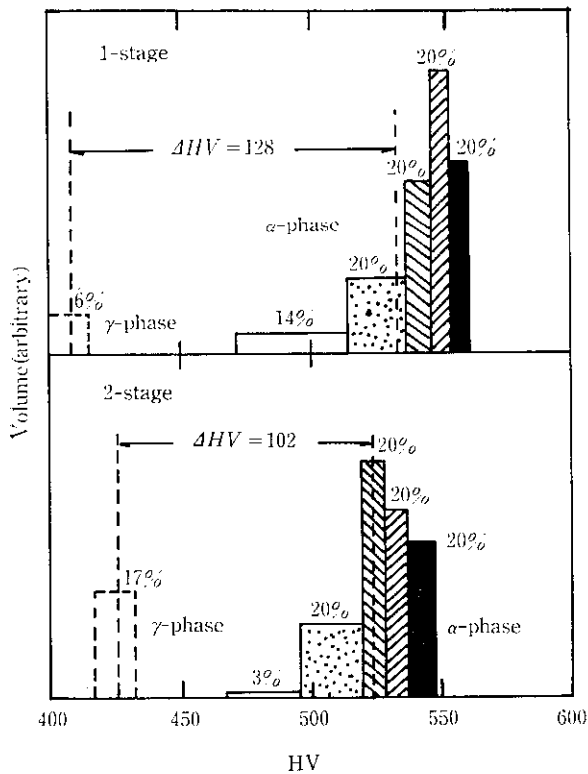


Fig. 13 Histogram representing the distribution of Vickers hardness, HV, of α -phase and γ -phase after 1-stage rolling and 2-stage rolling



a : Annealed at 1000°C

b : Annealed at 1100°C

Photo 3 Electron micrographs of the specimens after annealing at 1000°C and 1100°C

ないことがわかる。

2段階圧延を行った場合に疲労強度が向上する理由の1つは、マルテンサイトとオーステナイトの硬度差が少ないために、疲労試験時の両相界面での応力集中が少なく、疲労クラックの発生確率が少ないことが考えられる。

5.2 中間焼鈍温度の疲労特性に及ぼす影響について

4.4 に示したように中間焼鈍を 200~500°C, 1000°C で行った場合、通常の 1100°C 焼鈍の場合に比べ、最終冷間圧延後の疲労強度は上昇する。しかし、600~800°C の鋭敏化温度域で中間焼鈍を行った場合、疲労強度、硬度は大幅に低下する。

ステンレス鋼を鋭敏化温度域で焼鈍した場合、オーステナイト粒界に粗大な Cr_{23}C_6 が析出し、粒界付近に Cr-depleted zone が形成されることはよく知られている⁴⁾。このような鋭敏化組織を冷間圧延した場合、 Cr_{23}C_6 、Cr-depleted zone は保持され、冷間圧延後の組織はかなり不均一になっている。その結果、疲労クラックの発生と進行に対する抵抗性が弱くなり、疲労強度が低下するものと考えられる。また、硬度の低下に関しては、炭化物の析出によりマトリックス中の固溶C量が低くなり、その結果誘起されたマルテンサイトの硬度が低くなることが説明できる。

それに対し、1000°C で中間焼鈍を行った場合も炭化物の析出は認められるが、鋭敏化温度域での析出とはかなり様子が異なる。Photo 3 は 1100°C および 1000°C で中間焼鈍を行った後のオーステナイト組織を電子顕微鏡で観察したものである。1100°C で焼鈍した場合は転位も炭化物もみられない完全オーステナイト組織であるのに対し、1000°C で焼鈍した場合には、オーステナイト粒内に、微細な炭化物が析出しているのが認められる。このように、炭

化物を微細に析出させたまま冷間圧延を行った場合、誘起されたマルテンサイトは炭化物にその成長を抑制され、微細なマルテンサイト組織が得られるものと考えられる。1000°C の中間焼鈍を行った場合、最終冷間圧延後の疲労強度が上昇するのは、マルテンサイトが十分微細であることから、疲労クラックの進展が起りにくいと考えられる。

また、逆変態開始温度 A_s 以下の 200~500°C で中間焼鈍を行った場合も、最終冷間圧延後の疲労強度は上昇する。この場合は、中間焼鈍後も前の冷間圧延で誘起されたマルテンサイトは保存されているが、中間焼鈍によりマルテンサイト中あるいはマルテンサイト-オーステナイト界面での歪の不均一が大幅に緩和され、応力集中が起りにくくなり、疲労クラックの発生確率が減少するものと考えられる。ただし 500°C 以下で中間焼鈍を行った場合、マルテンサイトが保存されるために、最終冷間圧延工程で材料が著しく硬化し、圧延能率の低下や板の形状不良等をまねく。したがって、実工程で採用可能なプロセスは 1000°C の中間焼鈍プロセスであろうと考えられる。

6 まとめ

ばね用 SUS 301 ステンレス鋼の疲労特性に及ぼす製造工程の影響を検討した。

- (1) 単に、圧延温度と圧延率を変化させても高強度・高耐疲労性を兼ね備えた材料は得られない。
- (2) 100°C 以上の温度で1次圧延、次いで室温での2次圧延を行う、2段階圧延により高強度かつ高疲労強度を具備した材料が得られた。

- (3) 2段階圧延により疲労強度が上昇する理由は、マルテンサイト組織が微細なことおよびマルテンサイトと残留オーステナイトの強度差が少ないため両相の界面での応力集中が少ないことにより、疲労クラックの発生、進展が起りにくいためと考えられる。
- (4) 最終溶体化処理を 1000°C 程度の低めの温度で行うことにより、最終冷間圧延後の疲労強度は著しく上昇した。
- (5) 最終溶体化処理を低めの温度で行った場合、オーステナイト中に微細な炭化物および転位が残留しており、最終冷間圧延時に誘起されるマルテンサイトが微細化し、疲労クラックの伝播が起りにくい組織になるものと考えられた。
- (6) (2) あるいは (4) の製造工程をとることにより、高強度でかつ高耐疲労特性を有するステンレス鋼ばね材を得ることができた。

参 考 文 献

- 1) 野原清彦, 小野 寛, 大橋延夫: 鉄と鋼, 63 (1977) 5, 772
- 2) W. H. Hall: Proc. Phys. Soc., A62 (1949), 741
- 3) 横堀武夫: 「金属の疲労破壊」, (1970), [丸善]
- 4) R. F. Steigerwald: "Intergranular Corrosion of Stainless Alloys", (1978), [ASTM]