日本金属学会誌 第48巻 第2号(1984)151-157

準安定オーステナイト系ステンレス鋼線のねじり 疲労特性について

稲 数 直 次* 山 本 久*

J. Japan Inst. Metals, Vol. 48, No. 2(1984), pp. 151-157

On the Material Characteristic in Torsion Fatigue Strength of a Metastable Austenitic Stainless Steel Wire

Naotsugu Inakazu* and Hisashi Yamamoto*

The measurement of mechanical properties and the torsion fatigue test were carried out to find the correlation between the static strength and the torsion fatigue strength with various drawing ratios for the metastable austenitic stainless steel.

The tensile strength and elongation of the SUS 304 steel indicated higher values than those of the SUS 305J1 and XM7 steels, because the influence of the TRIP effect was the greatest on SUS 304 steel, but as for the workability the SUS 305J1 and XM7 steels were better than 304 steel.

Regarding the torsion fatigue strength, the durability of SUS 304 steel was the lowest, because the formation of induced martensite in SUS 304 steel accelerated the sensitivity against a crack-propagation during the fatigue test, while the durability of SUS 305J1 and XM7 steels was higher, because the development of the induced martensite did not hardly occur.

It was found that the development of the induced martensite improved the static strength with the TRIP phenomenon, but damaged the torsion fatigue strength.

(Received August 11, 1983)

Keywords: *austenitic stainless steel, mechanical properties, workability, strain-hardening, torsion fatigue strength*

I. 緒 言

18Cr-8Ni 鋼に代表されるオーステナイト系ステンレス鋼は、ばねおよびねじ材として広く用いられているが、この種の鋼材では冷間加工中に加工誘起マルテンサイト変態を伴うことがよく知られ、この特性がときには利用されてきた。しかし加工性を重視する立場からは、多少強度を犠牲にしても加工硬化を抑えたり、または組織的にはオーステナイトを安定化させるような、成分的に改良がなされてきた。その結果 17Cr-12Ni 系や 18Cr-10Ni-3Cu 系などの鋼種が得られ、かなりの強加工が可能になった。これら 3 鋼種はそれぞれに特徴を有するが、ばね材として等しく要求されるものにねじり疲労特性がある。

線材の強度については、一般に引張り強度が広く用いられているが、線材にかかる現実の疲労形態から見て、ねじり変形に統一される事実を加味するならば、引張り強度と併せて線材のねじり疲労特性を知ることが重要になる。

今までに、著者らはオーステナイト相の安定な鋼種(SUS 305J1, XM7)については、オーステナイト相内でのすべり回転から線引加工集合組織の形成過程を明らかにし⁽¹⁾、ま

た加工誘起変態を伴うものについては、加工率の増加につれて増大する変態相が母相のオーステナイト相と結晶学的にどのような関係をもちつつ線引加工集合組織が形成されて行くのかを調べてきた⁽²⁾。

今回は、上記 3 鋼種の線引加工に伴う機械的性質の変動をはじめ、3 鋼種の加工硬化特性や線引に要する仕事量などを比較し、さらに繰返しねじり疲労試験を行なって、静的強度と疲労強度との違いや相関性を加工誘起変態の挙動を通して検討した。

その結果、加工誘起マルテンサイトの発生が線材の疲労強度に大きく影響をおよぼすことがわかった。

II. 試料および実験方法

1. 供 試 材

本実験に供される線材は、市販されている SUS 304, 305J1, XM7 の 3 種類で、それぞれ最終熱延後 1423 K で固溶化熱処理が施こされている。これら線材の化学成分は前回のもの⁽²⁾と同一である。なお 3 鋼種とも常温でオーステナイト単相の組織を呈し、いずれも焼鈍双晶が認められる。

* 大阪府立大学工学部 (College of Engineering, University of Osaka Prefecture, Sakai)

線引加工は、線引速度が 0.33 m/s、各回断面減少率が 4~5%、潤滑剤が二硫化モリブデンで、コンカルダイスを用いて最終減面率 90% まで行なわれた。また同時に引抜き力も測定した。上記の条件で線引された線は、それぞれの実験に応じて適宜に所定の寸法で摘出され実験に供された。

2. 実験方法

インストロン社製万能試験機を用いて引張試験を行ない、抗張力、伸び、真応力、真ひずみ、加工硬化指数を算出した。疲労試験は定荷重方式の繰返しねじり疲労試験機⁽³⁾を用い、その性能は、最大荷重 ± 147 N、最大振幅 ± 0.32 rad、繰返し数は毎分 1000 回転で両振りねじりを与えることが出来る。本実験で用いられたねじり応力は、148 MPa から 800 MPa の範囲である。試料の有効長さは、その試料直径の 10 倍にした。疲労試験によって破断した試料の破面から、破壊形態を調べるため光学顕微鏡および走査電顕で観察した。

III. 実験結果および考察

1. 機械的性質と加工硬化性

Fig.1 は 3 鋼種の線引加工に伴う抗張力および伸びの変動を示す。SUS304 材は他 2 鋼種に比べて、常時高い抗張力を示すが、同時に伸びも加工率 40% までは他種よりも高い伸び率を呈する。明らかに TRIP 効果を物語る⁽⁴⁾⁽⁵⁾。素材の大きな伸びは、引張試験中に良好なオーステナイトの伸びと共にマルテンサイトが発生したために起こる⁽⁶⁾。線引加工を施した試料に対しては、均一なオーステナイトの伸びやマルテンサイトの発生が得られず、TRIP 効果は減少する。このことは、線引加工が線材内外部に均一にマルテンサイトを発生させず、特に加工初期段階では不均質が激しいためである。しかし抗張力は上昇の一途をたどり、特に 304 材は加工率 90% で約 1950 MPa にも達する。

Fig.1 Variation of tensile strength and elongation with various reductions.

一般に応力-ひずみ曲線は、 $\sigma = K\epsilon^n$ の式にあてはまる場合が多い。ここで σ , ϵ , n は真応力、真ひずみ、加工硬化指数を、 K は定数を表わす。ところで準安定オーステナイト系ステンレス鋼などで引張試験中にマルテンサイト変態が起こる場合には、真応力-真ひずみ線図が直線にならず、上に凹なる上昇曲線を描くことが知られている⁽⁷⁾。3 鋼種について、加工初期の試料の真応力-真ひずみ線図を Fig.2 に示す。全素材は曲線を呈するが、SUS XM7 ついで、305J1 の加工率 11% 材はすでにほぼ直線域に入るが、一方 304 材は加工率 23% を越えてもなお上昇曲線を描く。これは不安定なオーステナイト相が加工に伴って刻々変態していることを示す。Ludwigson と Berger⁽⁸⁾ はオーステナイト系ステンレス鋼の特異な応力-ひずみ線図を、オーステナイトの加工硬化、引張試験中に生じるマルテンサイト変態量、そのマルテンサイトの硬化の 3 つの加工硬化の因子を重ね合わせて解析している。

本実験では、各ひずみの微少領域で、 $\sigma = K\epsilon^n$ が成立するとして、 n を微少領域 ($d\epsilon = 1$ cm) ひずみの平均値で表わす。したがって n 値は、オーステナイトの硬化のみでなく、マルテンサイトが生じたために起こる硬化も含めて、真応力-真ひずみ線図の上昇程度を表わすものである。

Fig.3 に、3 鋼種の引張ひずみ量に対する加工硬化指数の変化を示す。304 材では、ひずみ量の増加と共に刻々と加工硬化指数が上昇している。このような加工硬化指数の変化は、マルテンサイトが変形中に発生することと密接な関係がある。加工硬化指数が大きい程ネッキングが起これにくく⁽⁹⁾⁽¹⁰⁾、均一伸びが大きくなることから、低加工材

Fig.2 Relation between true stress and true strain for wires drawn up to various reductions.

Fig.3 Variation of strain-hardening exponent plotted as a function of nominal tensile strain for wires drawn up to various reductions.

では、引張試験中にマルテンサイト発生による TRIP 効果が起こっていることが分かる。他の 2 鋼種は、はっきりした TRIP 効果を示さない。またすべての鋼種に言えることだが加工歪を重ねるにつれて、TRIP 効果を示さなくなる。

したがって良好な加工性を得るには、変形の初期にマルテンサイトの存在が少なく、ひずみと共に刻々と生成されることが望ましい。機械的性質の 3 鋼種間の違いは、マルテンサイト発生の違いによると共に、繊維集合組織の形成過程にその原因がある。このことについては、すでに前報⁽²⁾で触れている。

2. 引抜応力と仕事量

各鋼種の加工率に対する引抜力の変化を Fig.4 に示す。これら曲線下の面積は引抜仕事に相当する量を表わす。

SUS 305J1 と XM7 材の場合、加工率約 30% 付近に引抜力のピークがあり、その後は減少の一途をたどる。一方 304 材は、約 30% 付近から引抜力が急激に増加して加工率 50% 付近で最大値に達し、その後は急激に減少する。加工率 30% までは、全鋼種とも仕事量に大きな差は見られない。これは、どの鋼種も加工誘起変態がまだほとんど起こらず、オーステナイト相の加工硬化によるのみで引抜力の上昇が起こっていることを意味する。その後の加工では、304 材に限って硬化が異常に進行している。これはマルテンサイトの急激な発生を示唆するものである。

Fig.5 は各鋼種の総減面率に対する引抜応力の変動を示す。

SUS 305J1 と XM7 材はほぼ同一傾向を見せている。すなわち減面率約 30% までは、引抜応力は急激に増加するが、その後 70 から 75% までは、なだらかな増加にとどまり、その後の強加工で多少ばらつきが認められる。一方 304 材の場合、加工初期では、引抜応力にあまり大きな増加は見られないが、30% を越えて 50% 位までは急激に増加している。その後加工率 75% 以上の強加工では、大きなばらつきを伴った引抜応力の増加が認められる。

Fig.4 Comparison of drawing force plotted as a function of reduction in area.

Fig.5 Relation between drawing stress and reduction in area.

このことは前述した加工硬化性と密接な関係がある。各鋼種の加工に伴うマルテンサイトの発生量に関しては前報で論じたが、それによると 3 鋼種とも減面率 30% まではほとんどマルテンサイトの発生は起こらない。30% を越

えると、304 材に限って急速にマルテンサイトが生成されはじめ減面率 50% で増加率が落ち着き、その後は一定かまたはわずかの増加率で生成が続く。一方 305J1 材の場合、加工率約 70% まではほとんどマルテンサイトの発生を見ることがない。XM7 材では、減面率 50 ないし 60% 位から生成されはじめ、それも急速な増加ではなく、加工率 90% でその生成率は 3 割程度である。

このことから、素材から約 30% までの加工に要する仕事量は、各鋼種とも差はほとんどなく、加工硬化を支配するものとしてオーステナイト相の硬化が一義的に挙げられる。その後の加工では、304 材の場合、加工率 50% までの急速なマルテンサイトの生成と最大仕事量のピークとが良く一致する。強加工領域では、3 鋼種とも引抜応力の大きなばらつきを伴った増加が認められるが、前述したようにオーステナイト相の硬化とマルテンサイトの生成と形成されたマルテンサイト相の硬化とが一緒になり、さらに繊維集合組織の形成過程とのからみで引抜応力を押し上げている。したがって結晶学的には複雑な様相を呈し、ばらつきの原因にもなっていると考えられる。しかし定減面率による引抜加工であるから、強加工側では、実際の仕事量は小さく、3 鋼種とも特異なパターンは現われない。

3. ねじり疲労線図

Fig. 6 は 3 鋼種の素材 (減面率: 0%) の S-N 曲線である。SUS 305J1 と XM7 材は非常に類似したパターンを呈するが、304 材の場合、多少前者とは異なり、低サイクル側ではかなり寿命が伸びている。しかし高サイクル側に移行するにつれ寿命の伸びがなくなり、逆に疲労限は他の 2 鋼種に比べて低くなっている。これは、低サイクル側で TRIP 効果に似た影響が現われるためと考えられる。加工誘起マルテンサイトが発生し易い 304 材に限って、寿命の伸長が見られることから分かる。疲労後のクラック近傍の組織観察によると、304 材では、クラックの先端にマルテンサイトが形成され、それ以上のクラックの進展を阻止している。この現象は高応力側で特に顕著である。一方 305J1 と XM7 材では、クラックの先端にマルテンサイト

の生成が見られず、クラックの長さでは 304 材よりも短かいが、試料表面に微細なクラックが多数発生し、そのために見掛け上の剛性の低下をもたらし、破壊に至ったものと考えられる。

疲労限直上の応力に対しては、304 材は高応力時の 305J1 材に見られたような微細なクラックが多数発生し、その中から優先的に 1 本のクラックがオーステナイト基地中を進展して主クラックに成長し、疲労限の低下をもたらしている。この低下度合いが大きいため、他鋼種の疲労限を下回っている。

減面率約 45% まで加工した線材の S-N 曲線を Fig. 7 に示す。素材のときと比べて先ず目につくことは、高応力側で曲線の勾配が急になっていることである。また 305J1 と XM7 材は素材のときと同様に類似したパターンを呈し、疲労限では 304 材が最も低いことが分かる。3 鋼種とも Fig. 6 と比べて、1 オーダ寿命が伸長しているが、これは明らかに線引加工による線材強度の上昇によるものであるが、304 材では、すでにマルテンサイトの発生が見られ、他の 2 鋼種より寿命は多少長いが、疲労限では低い値を示す。

これは、オーステナイトおよびマルテンサイト基地中のクラックの発生および伝播に対する感受性の差異に依るであろう。マルテンサイト基地では、ある程度のクラックの発生を抑えることが出来ても、クラックが伝播しはじめると、そのエネルギーを基地が吸収することが出来ず一気に破壊へつながるものと思われる。一方 305J1 材では、比較的早期に簡単にクラックの発生が認められるが、クラックの先端が枝分かれを起こし、これらはクラック伝播のためのエネルギーを分散させる役割を演じている。

Fig. 8 は減面率約 85% の 3 鋼種と 72% の 304 材の S-N 曲線を示す。3 鋼種とも高応力側ではほぼ同一の曲線勾配を呈するが、疲労限では大きな差が出ている。すなわち 305J1 と XM7 材では大差はないが、304 材の 85% 加工では前者の約 25% 減、72% 加工材は約 45% 減である。305J1 と XM7 材に関しては、今までの疲労線図や機械的諸

Fig. 6 Comparison of torsion fatigue curve of each wire rod.

Fig. 7 Comparison of torsion fatigue curve of wires drawn up to about 45% reduction.

特性の点から比較しても終始一貫して類似傾向を維持している。一方 304 材は他の 2 鋼種と比べて疲労限の落込みは、線引加工率の増加とともに大きく、抗張力の増加傾向から推してもこの疲労強度の低下は意外である。このことは加工誘起マルテンサイト変態をぬきにしては考えられない。同一鋼種の加工率 72% と 85% 材を比較すると、加工の進行に伴って S-N 曲線は高疲労限方向および高寿命方向へ平行移動していることが分かる。この疲労強度の上昇は、同一鋼種でしかもマルテンサイト発生量で大差がない場合、静的特性における硬化と対応させることが可能であろう。一方硬化によってクラックの感受性が増大するため、クラックの伝播速度が大きくなり、破壊までの寿命が短縮されるものと思われる。

Fig.8 Comparison of torsion fatigue curve of wires drawn up to about 72, 85% reduction.

これら S-N 曲線で 3 鋼種に共通する特異点が認められる。それは疲労限直上の領域で、疲労線図にのらない広範囲なばらつき部分が存在することである。これは、この領域を境に疲労形態が変わるものと思われるので、次項の破面観察で考察してみる。

4. 破面観察

まず破断状況を外観で分類すると Table 1 のように纏まる。素材に関しては、軟質な 305J1 と XM7 材が円周方向にねじ切るように破断している。304 材は試験中にマルテンサイトの生成で硬化が起こり、軸方向に対して 45° (0.785 rad) 方向に破断している。加工率約 45% の線材では、軟質な 2 鋼種のうち 305J1 材に限って時折 45° 破断が観察された。最も軟質な XM7 材は未だに円周方向割れである。加工率 85% になると、最も硬い 304 材は軸方向に沿って破断する。一方 305J1 と XM7 材は、 45° 方向の割れが発達し破断寸前に軸方向に沿って割れる。85% の強加工では、すでに線材に繊維組織が発達している。このような材料では、線材表面に発生したクラックの起点は、最初 45° 方向に進展したとしても、高度に発達した繊維組織のためこれを断ち切って進展するにいたらず、むしろ繊維組織に沿って破断し易くなる。したがって 304 材のようにマルテンサイト地の繊維組織は、3 鋼種中最も繊維強化による効果大きい。一方 XM7 材では、未だに柔軟性を有し繊維強化の度合いが小さく、 45° 方向の割れが認められる。これらの破断状況は、それぞれの疲労線図と照合して考察すると、なお一層理解される。

前項で Fig.8 の疲労限直上の特異点の存在を指摘したが、特異点をはさんで高応力側と疲労限近傍での線材の疲労破面観察を行なった。

Fig.9(a) (b) (c) は、減面率 85% まで加工した 305J1 材を高応力側すなわち、 $\tau = 662.5 \text{ MPa}$, $N = 3.57 \times 10^5$ (繰返し数) で疲労したときの破面を示す。(a) は 45° 方向に破断した破面の全体像である。模式図で示したように線材表面の (A), (B), (C) の 3 点からはほぼ均等にクラックが進展している。なお矢印はクラックの伝播方向を示す。(b) は図示しているようにほぼ中心近傍の延性ストライエーション状の模様を示す。矢印はクラックの進展方向を示す。試料

Table 1 Classification of fractured exterior.

Reduction in area (%)	Designation	Torsion stress (MPa)	Cyclic number	Fracture situation
0	SUS 304	149	1.24×10^6	45° to wire axis
	SUS 305J1	151	2.12×10^6	circumferential
	SUS XM7	149	3.04×10^6	circumferential
~45	SUS 304	177	7.88×10^5	45° to wire axis
	SUS 305J1	179	3.58×10^5	45° to wire axis, circumferential
	SUS XM7	176	4.97×10^5	circumferential
~85	SUS 304	451	3.58×10^5	parallel to wire axis
	SUS 305J1	607	8.88×10^5	45° and parallel to wire axis
	SUS XM7	587	5.91×10^6	45° and parallel to wire axis

Fig.9 Observation of fracture surface on high stress side. (a) is the whole of fracture surface, (b) indicates ductile striation and (c) indicates dimple elongated by shearing. The arrow indicates crack propagation direction.

の中心に向かって進展しているのが分かる。鋼系のストライエーションはアルミ合金に比べると、明瞭な模様が少なく、この場合も不規則なストライエーション状模様で、しかもむしれたような延性破壊を伴っている。(c)は図示しているように、線材中間部分における、せん断-伸長形ディンプル模様を示す。これはクラックの進展によって形成された疲労破面(A),(B)が同一平面上にないため、これが合体するにあたり、この部分に大きなせん断応力が働き破断に至ったことを示唆している。

クラックの進展は、弾性ひずみエネルギーが臨界値に達した領域で起こることが知られている。したがって高応力側での繰返し変動応力のおよぶ範囲は、低応力側の場合よりも広く、そしてクラックの進展を見る領域は当然ながら広範囲におよぶことになる。これは Fig.9 に観察された延性ストライエーションや伸長形ディンプル模様に、その証左を見ることが出来る。

Fig.10 は、減面率 85% まで加工した 305J1 材を疲労限界傍すなわち、 $\tau = 603.7 \text{ MPa}$, $N = 3.13 \times 10^6$ で疲労したときの破面を示す。破断状況も Fig.9 と比較して多少違っ

Fig.10 Observation of fracture surface on the low stress side. The arrow indicates crack propagation direction.

ている。すなわち 45° 方向の割れと軸方向の割れが合体している。この場合クラックの発生は、高応力側の場合と比べて非常に少ない。図示したように(D)点1箇所から、外周部をクラックが進展している。低応力側では、ほとんど塑性変形を受けておらず、破面にはへき開面に沿っていると思われるような円弧状のぜい性ストライエーションが認められる。上述したように、強加工線材の S-N 曲線にあ

る特異点とは、高応力側と低応力側との疲労破壊形態を分けるところの遷移領域であることがわかった。

IV. 総 括

準安定オーステナイト系ステンレス鋼線の機械的諸特性やねじり疲労特性を調べ、静的強度と疲労強度との相関関係を、加工誘起マルテンサイト変態と共に考察した結果次の事を得た。

SUS 304 材の場合、加工率 30% を越えると加工誘起マルテンサイトが生成しはじめる。したがって線材の引張強度は、SUS 305J1, XM7 材のそれと比較して高い値を示し、なおかつ良好な伸び率を維持している。これは明らかに TRIP 現象のあらわれである。一方 305J1 と XM7 材は、ほとんど線引加工によるマルテンサイトが発生せず、TRIP 効果を期待することは出来ない。

加工硬化特性に関しては、304 材の場合、加工硬化指数が大きく、したがってネッキングが起りにくく、均一伸びが期待できるが、加工性の点では、線引加工中のマルテンサイトの生成が妨害要素になる。一方 XM7 材は素材の状態から、また 305J1 材はわずか 6% の加工材で、加工硬化指数の増分が一定になり、両鋼種ともかなりの強加工まで加工性を維持することができる。

線引加工性は引抜仕事量と密接な関係にある。3 鋼種とも加工初期では、ほぼ同等の加工性を持っている。しかし加工率が 30% を越えると、304 材では、加工誘起マルテンサイトが急速に発生しはじめるため、変形抵抗があがり同時に仕事量も増大する。したがって加工性は急激に低下することになる。

ねじり疲労特性に関して、SUS 305J1 と XM7 材は、ほぼ類似の挙動を呈する。一方 304 材は、いかなる加工材の場合でも、疲労限は最も低い値を示した。これは、素材における場合、疲労試験中にマルテンサイトが形成され、高応力側で疲労寿命を伸長させる効果はあっても、低応力側ではクラックに対する感受性の高い疲労中に発生したマル

テンサイトの存在で、他鋼種よりも低い疲労限を示す結果になった。したがって 305J1 と XM7 材の方がより良好な耐ねじり疲労性を有することがわかった。

加工誘起マルテンサイトの存在は引張強度を向上させ、TRIP 現象を有効に利用することで、ネッキングを起こさず均一伸びを達成することができる。したがって効果的な面から見ると、SUS 304 材は 305J1 や XM7 材よりも良好な機械的性質を持っている。ただ仕事量の面から加工性を論じるなら、後者の方が良好な加工性を有している。一方疲労特性に関しては、疲労中に発生したマルテンサイトの存在は、305J1 や XM7 材に比べて、304 材の疲労限の低下を持たず、この傾向は、加工率が上がれば上がる程、換言すれば、加工誘起マルテンサイト生成量が増加すればする程大きくなる。したがって良好な静的特性を有する線材が、かならずしも良好な動的特性を持つとは限らず、引張強度、加工性、耐疲労性など、それぞれの特性を十分理解して、線材を選択しなければならない。

終わりに本研究を遂行するにあたり、素材を提供して戴いた神鋼鋼線工業株式会社に厚く感謝の意を表します。

文 献

- (1) 稲数直次, 山本 久: 日本金属学会誌, **45**(1981), 860.
- (2) 稲数直次, 山本 久, 石尾雅昭: 日本金属学会誌, **48**(1984), 71.
- (3) 山本 久, 稲数直次: 塑性と加工, **13**-140(1972), 649.
- (4) I. Tamura: Metal Science, **16**(1982), 245.
- (5) 田村今男, 牧 正志: 日本金属学会誌, **33**(1969), 1383.
- (6) 深瀬幸重, 江波戸和男: 日本金属学会誌, **32**(1968), 38.
- (7) S. S. Hecker, M. G. Stout, K. P. Staudhammer and J. L. Smith: Met. Trans., **13A**(1982), 619.
- (8) D. C. Ludwigson and J. A. Berger: J. Iron Steel Inst., **207**(1969), 63.
- (9) J. P. Bressanelli and A. Moskowitz: Trans. ASM, **59**(1966), 223.
- (10) V. F. Zackay, E. R. Perker, D. Fahr and R. Busch: Trans. ASM, **60**(1967), 252.