

ベイナイト非調質鋼の疲労強度特性

野村 一衛*・岩間 直樹*²

Fatigue Strength Properties of Bainitic Microalloyed Steels

Ichie NOMURA and Naoki IWAMA

Synopsis : Relation between fatigue strength and static strength, and the relation between fatigue crack initiation and microstructure in bainitic microalloyed steels were investigated, using various bainitic steels changed in heat treatment conditions. Results obtained are as follows: (1) Lowering austenitizing temperature raises the tensile strength (σ_B), 0.2% yield strength (σ_y) and fatigue limit (σ_w) of the air-cooled bainitic steels by reason of the refinement of packet size. An increase in cooling rate raises σ_B , σ_y and σ_w of the air-cooled bainitic steels by reason of lowering bainite transformation temperature. (2) The fatigue limit ratios (σ_w / σ_B) of the air-cooled bainitic steels are almost the same as those of the tempered martensitic steels and the tempered bainitic steels except the bainitic steels austenitized at a higher temperature (1603K). (3) Under fatigue conditions, linear surface reliefs made of slip bands are found to be generated mainly along bainitic ferrite lath in the air-cooled bainitic steels, and a fatigue crack initiates along a linear surface relief. (4) Coarsening of prior austenite grain size over about 100 μ m reduces the fatigue limit of the air-cooled bainitic steels. This is because the longer bainitic ferrite laths in coarser prior austenite grains are regarded as small fatigue cracks in the bainitic steels with fine prior austenite grains.

Key words : bainite ; bainitic steel ; microalloyed steel ; fatigue ; fatigue crack ; static strength ; microstructure ; bainitic ferrite.

1. 緒言

機械構造用非調質鋼は、熱間鍛造のまま700~900MPa程度の引張強さが得られるため、中炭素鋼焼入焼きもどし品の代替としてその適用^{1,2)}が拡大してきている。さらに最近では、中炭素低合金鋼の焼入焼きもどし品に匹敵する900MPa以上の引張強さを有する高強度非調質鋼の開発も積極的に進められている。従来の非調質鋼の多くはV炭窒化物により析出強化された熱間鍛造のままの粗大なフェライト(以下 α)+パーライト組織を有しているため、中炭素低合金鋼の焼入焼きもどし品に比べて靱性が低い傾向にある。したがって α +パーライト組織を有する非調質鋼の高強度化は、靱性確保の点で困難と考えられる。そこで α +パーライト組織に比べて靱性に優れたベイナイト組織を用いた非調質鋼の開発³⁻⁵⁾が進められている。

ベイナイト組織の強靱性はその支配因子および機構について多くの研究がなされている⁶⁻¹³⁾。しかしベイナイト非調質鋼は熱間鍛造部品を対象としているため比較的粗大なオーステナイト(以下 γ)粒径であること、あるいは冷却速度も空冷程度と比較的遅いことなど、これまでの高張力低合金鋼(HSLA)を対象としたベイナイト組織とは異なる点も多いと考えられる。また非調質鋼の多くが疲労強度設計さ

れる部品に適用されることから、ベイナイト組織の疲労強度に関する検討が、強靱性と同等に重要と考えられる。

α +パーライト鋼の疲労強度に関しては、各種強化機構との関連^{14,15)}あるいは疲労き裂発生・伝播挙動¹⁶⁻¹⁹⁾の観点から多くの研究がなされている。また最近では α とマルテンサイトからなる複合組織鋼に関する研究も行われている^{20,21)}。それに対してベイナイト鋼の疲労強度に関する研究は少なく²²⁻²⁵⁾、疲労強度と静的強度との関連、あるいはベイナイト鋼における疲労き裂発生伝播挙動など不明な点が多い。

そこで、本研究ではベイナイト非調質鋼の疲労強度特性を明らかにすることを目的とし、熱処理条件を種々に変化させたベイナイト鋼を用いて疲労試験を行い、疲労強度と静的強度との関係および疲労き裂発生伝播挙動と組織との関係について検討した。

2. 実験方法

2・1 供試材

供試材の化学組成をTable 1に示す。熱間鍛造後の空冷相当の冷却速度にてベイナイト単相を得るためには α +パーライト変態を抑制する必要がある。A鋼では0.15%C鋼にMn, CrおよびMoを、B鋼では0.2%C鋼にMn, CrおよびBを含

平成9年6月20日受付 平成9年7月31日受理 (Received on June 20, 1997; Accepted on July 31, 1997)

* 愛知製鋼(株)第3開発部 (Development Div.No.3, Aichi Steel Works,Ltd.,1 Wanowari Araomachi Tokai 476)

* 2 愛知製鋼(株)第1開発部 (Development Div.No.1, Aichi Steel Works,Ltd.)

Table 1. Chemical compositions of steels. (mass%)

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	B	Fe
A	0.15	0.26	2.18	0.005	0.021	1.01	0.20	0.13	—	Bal.
B	0.20	0.24	2.20	0.017	0.018	0.98	0.02	0.10	0.0015	Bal.
M	0.40	0.30	0.69	0.020	0.023	1.03	0.17	—	—	Bal.

有させた。またM鋼は比較材として用いたSCM440相当鋼である。これらの鋼はいずれも容量50tの量産用電気炉にて製鋼された。

2・2 熱処理

A鋼は30mmφと60mmφの圧延丸棒を1173~1603Kの各種温度にて1800s間のオーステナイト(以下γ)化後、空冷した。B鋼は60mmφの圧延丸棒を1173~1603Kの各種温度にて1800s間のγ化後、空冷した。また空冷されたA鋼の60mmφ1573Kγ化材の一部について673Kおよび873Kにて5400s間の焼きもどし処理を行った。

比較材のM鋼は35mmφの圧延丸棒を1173Kにて3600s間のγ化後、油焼入れを行い753K、823Kおよび893Kの各種温度にて5400s間の焼きもどし処理を行い、焼きもどしマルテンサイトとした。

2・3 疲労試験および引張試験

上記熱処理材の長手方向(鋼材ファイバーフロー方向)に沿って、それぞれ小野式回転曲げ疲労試験片(平行部径8mmφ、平滑)とJIS14A号引張試験片(平行部径8mmφ)を採取し試験に供した。一部の熱処理材については引張圧縮疲労試験片(5mm×3mm矩形断面形状、平行部長さ10mm)も採取し試験に供した。

疲労試験は小野式回転曲げ疲労試験機を用いてS-N曲線を作製し、このS-N曲線より疲れ限度 σ_w (10^7 回の繰返し数にて破断しない限度応力)を求めた。なお一部の疲労試験片については疲労試験途中に試験片表面を光学顕微鏡観察して疲労初期き裂の生成状況を調べた。引張試験では0.2%耐力(σ_y)と引張強さ(σ_b)を求めた。

引張圧縮疲労試験ではひずみゲージを貼付した試験片を用いて特定の繰返し数における応力-ひずみヒステリシスループを測定して塑性ひずみ幅($\Delta\epsilon_p$)を求めた。

2・4 組織観察

A鋼およびB鋼の各種熱処理材は、1%メタ重亜硫酸ソーダ水溶液とピクリン酸飽和水溶液との混合液を用いて旧γ粒界およびγ粒内のラス組織を現出し、平均γ粒径と平均パケットサイズを線分法にて測定した。なおパケットはγ粒内における同一方向のラスの集合領域¹²⁾とした。

2・5 変態挙動

A鋼についてFormastor熱膨張計(富士電波工機製)を用いてベイナイト変態温度の測定を行った。熱処理条件として1173Kあるいは1573Kにて180s間のγ化後、30mmφおよび60mmφの丸棒の自然空冷の冷却カーブを想定して873Kまで0.83K/sにて冷却し、その後室温まで0.33K/sおよび0.17K/sにて冷却した。



Fig. 1. Optical microstructure of air-cooled bainite in Steel A (60mmφ) austenitized at 1573K, etched by a reagent which is a mixture of 1% sodium metabisulfite solution and saturated picric acid solution. (A: prior austenite grain boundary, P: packet)



Fig. 2. Bainitic ferrite (observed as white region) and M-A constituent (observed as dark gray granule) in air-cooled bainite in steel A (60mmφ) austenitized at 1573K, etched by a reagent which is a mixture of 1% sodium metabisulfite solution and saturated picric acid solution. (A: prior austenite grain boundary)

3. 実験結果

3・1 ベイナイト鋼の組織

空冷のままのA鋼とB鋼のベイナイト組織は、Fig. 1に例を示すように、旧γ粒はほぼ同一方向のベイニティックαラスの集合からなる複数のパケット¹²⁾にて分割されていた。パケットは旧γ粒内を貫通するものが多く観察されることからパケットのラス方向の長さ、すなわちベイニティックαラスの長さはγ粒径と良い相関があると考えられる。ベイナイトの形態はFig. 2に例を示すように0.5~3μm程度の幅のベイニティックα (Fig. 2における白色組織)と20~25%程度の体積分率のM-A constituent (Fig. 2において黒灰色の粒状に観察される島状の未変態γあるいはマルテンサイト)の混在からなるI型ベイナイト²⁶⁾分類される。

また673Kにて焼きもどしたA鋼ではM-A constituentの一部がαと炭化物に変化しており、873Kの焼きもどしでは

ほとんどのM-A constituentが α と炭化物に変化した。

3・2 静的強度と疲れ限度

Fig. 3 にA鋼とB鋼の γ 化温度の変化に対する引張強さ(σ_B), 0.2%耐力(σ_y)および疲れ限度(σ_w)の変化を示す。両鋼種とも γ 化温度の上昇により σ_B , σ_y および σ_w は低下する傾向があるが, 特に1603Kでの γ 化にて σ_w の大きな低下が見られた。またA鋼において冷却速度の速い30mm ϕ 材は60mm ϕ 材に比べて σ_B , σ_y および σ_w が高かった。

Fig. 4 にA鋼, B鋼およびM鋼の σ_B と σ_y の関係を示す。空冷ベイナイトのA鋼とB鋼は, 焼もどしマルテンサイトのM鋼に比べて降伏比(σ_y/σ_B)が0.6~0.7程度と低い。しかし焼

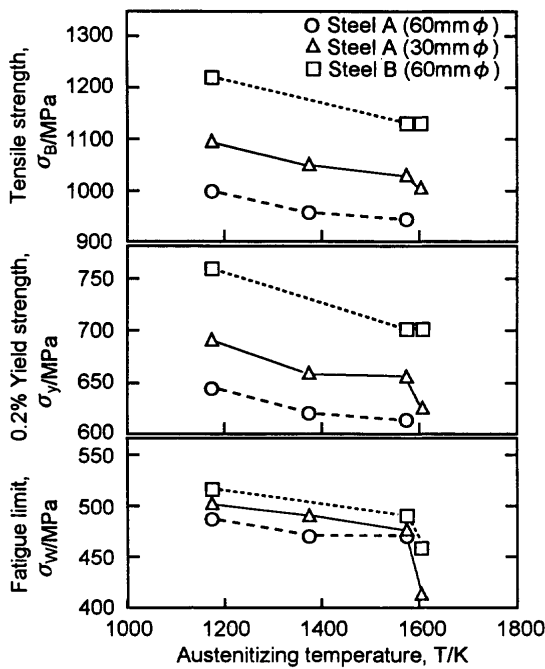


Fig. 3. Influences of austenitizing temperature and cooling rate on tensile strength, 0.2% yield strength and fatigue limit of air-cooled bainitic steels.

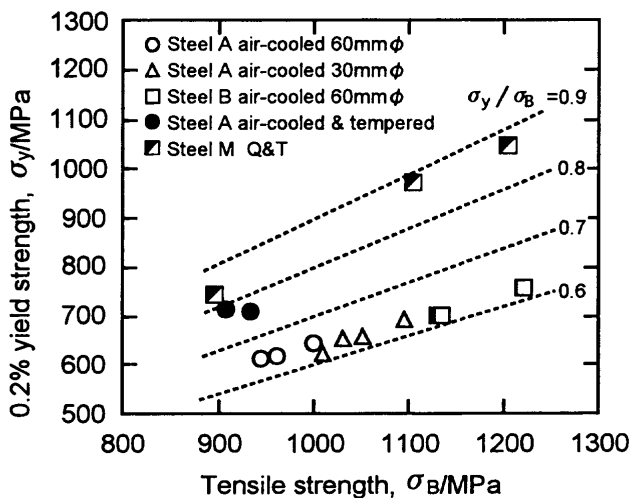


Fig. 4. Relationship between tensile strength and 0.2% yield strength of bainitic steels and tempered martensitic steels.

もどしを行った空冷ベイナイトの降伏比は0.8程度まで増加し, 焼もどしマルテンサイトの降伏比に近づいた。

Fig. 5 に σ_B と σ_w の関係を示す。1603Kにて γ 化されたA鋼およびB鋼を除くと, 鋼種の違いによらず σ_B と σ_w とは良い相関があった。すなわち空冷ベイナイト, 焼もどしベイナイトおよび焼もどしマルテンサイトのいずれも耐久比(σ_w/σ_B)はほぼ同等であると言える。ただし σ_B が1100MPa以上となると, 空冷ベイナイトの σ_w は焼もどしマルテンサイトに比べてやや低い傾向があった。

3・3 疲労初期き裂の発生状況と組織の関係

Fig. 6 およびFig. 7 に1573Kにて γ 化したA鋼の疲労初期き裂の観察例を示す。Fig. 6 (a)において疲労すべり帯による直線状の表面起伏(図中S-S間)と, それらから発生した疲労初期き裂(図中C)が観察される。Fig. 6 (b)は同一部位を3%ナイタールにて組織を現出したものであるが, 直線状の表面起伏と疲労初期き裂がベイニティック α ラスに沿って形成しているのがわかる。またFig. 7においては, ベイニティック α ラスに沿った直線状のき裂(図中C-C間)からき裂がマクロ的には最大主応力方向にほぼ垂直に, ミクロ的にはジグザグに伝播しているのが観察される。これらのベイニティック α ラスに沿った直線状のき裂は, 最大主応力方向に対して45°程度傾いていることからせん断型のStage I き裂²⁷⁾と考えられ, 最大主応力方向に垂直に伝播するき裂は開口型のStage II き裂²⁷⁾と考えられる。

以上の結果より空冷ベイナイトの疲労過程は, ベイニティック α ラスに沿った疲労すべり帯の形成およびそれらからの疲労初期き裂の発生過程と, これら直線状の疲労初期き裂の端より最大主応力方向に対して垂直に疲労き裂が成長・伝播する過程からなると考えられる。

また γ 化温度の異なるA鋼についても同様に, 疲労初期き裂の発生状況を観察した結果, γ 粒径の増加にともない, ベイニティック α ラスに沿った直線状の疲労初期き裂の寸法が

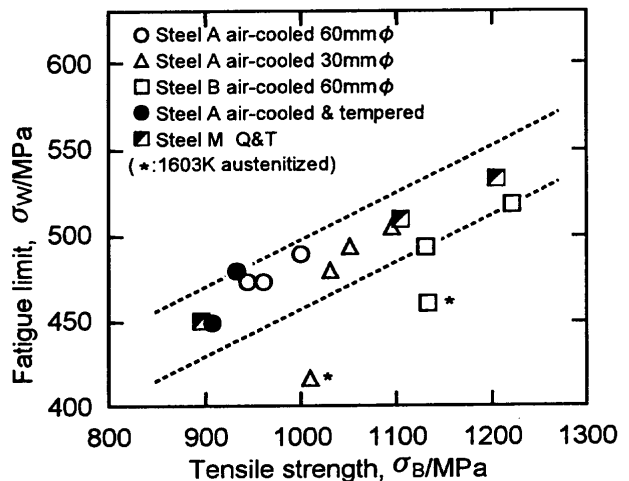


Fig. 5. Relationship between tensile strength and fatigue limit of bainitic steels and tempered martensitic steels.

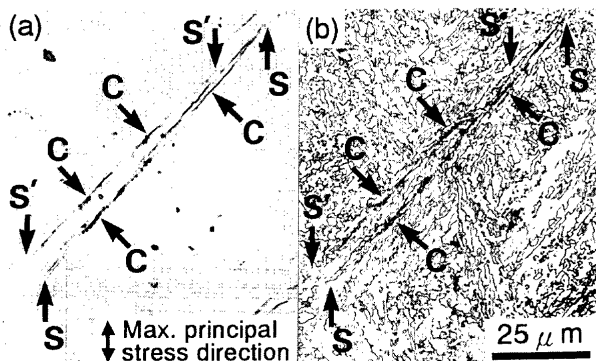


Fig. 6. Surface reliefs caused by slip bands (symbols S-S and S'-S') and initial cracks (symbols C) on surface of specimen after 1×10^6 cycles at a stress amplitude of 490MPa on a rotating bending fatigue test in steel A (60 mmφ) austenitized at 1573K and air-cooled. (a)Surface viewed as fatigue tested. (b)Surface etched by 3% nital.

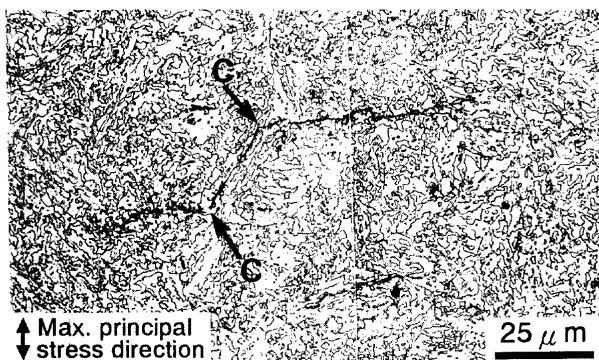


Fig. 7. Initiation (symbols C-C) and propagation of a fatigue crack on a surface of specimen etched by 3% nital, after 1.2×10^6 cycles at a stress amplitude of 490MPa on a rotating bending fatigue test in steel A (60mmφ) austenitized at 1573K and air-cooled.

増加する傾向があった。例えば1603Kにてγ化したA鋼(平均γ粒径240μm)に見られる直線状の疲労初期き裂寸法は200μm程度であった。これは3・1節で述べたようにベイニティックαラスの長さはγ粒径と相関があることによると考えられる。

北野ら²⁵⁾は、ベイナイト・マルテンサイト混合組織ではベイナイトのラス組織に沿ってせん断型のStage Iき裂が生成し、その進展は一組織単位に限られることを示しているが、本研究の空冷ベイナイトにおいても同様の結果が得られた。

3・4 変態挙動におよぼすγ化温度と冷却速度の影響

A鋼のベイナイト変態温度をTable 2に示す。γ化温度が1173Kと1573Kと異なってもBs温度, B₅₀温度(ベイナイト変態が50%進行した温度)およびB_F温度は同等であることから、γ粒径の変化はベイナイト変態温度にあまり影響をおよぼさないと考えられる。

また冷却速度が0.17K/s(60mmφ空冷相当)から0.33K/s(30mmφ空冷相当)に変化することによりB₅₀温度は30K程度低下した。したがってFig. 5においてA鋼の30mmφ材が60

Table 2. Transformation temperatures of A steel.

Austenitized temp. (K)	Cooling rate (K/s)	Bs (K)	*B ₅₀ (K)	B _F (K)
1173	0.17	766	720	603
	0.33	762	698	613
1573	0.17	763	731	597
	0.33	763	703	618

*B₅₀: 50% bainite transformed temperature.

mmφ材に比べてσ_Bとσ_yが高いのは、主にベイナイト変態温度が低下したことによるベイニティックαラスの厚みの減少¹¹⁾によると考えられる。

4. 考察

4・1 静的強度と組織の関係

空冷ベイナイトのσ_Bとσ_yはγ化温度の低下により上昇する傾向が見られた。そこで静的強度におよぼす組織の影響について検討を試みた。

Tomitaら¹²⁾はベイナイトのσ_yに対してはベイニティックαラスの厚みとパケットサイズが組織的な支配因子であり、またパケットサイズd_pとσ_yは以下に示すHall-Petch型の関係があることを示している。

$$\sigma_y = \sigma_i + k_y \cdot d_p^{-1/2} \dots \dots \dots (1)$$

ここでσ_iとk_yは材料定数である。

そこでA鋼とB鋼についてパケットサイズとσ_yの関係をFig. 8に整理した。Fig. 8においてA鋼, B鋼のいずれもパケットサイズとσ_yは良い相関を示し、パケットサイズの微細化によってσ_yは増加している。またこれらの関係線の傾き(k_y)はTomitaらが求めた0.20%C-1.60%Ni-0.49%Cr-0.15%Mo鋼(各種γ化温度から693Kにて等温変態させた上部ベイナイト組織)における傾きと同程度であった。

またベイニティックαラスの厚みもσ_yに対して重要な組織因子であるが、Table 2に示したようにγ化温度の変化によりベイナイト変態温度はあまりほとんど変化しないことから、ベイニティックαラスの厚みの変化は少ないと推測される。したがって本実験において空冷ベイナイトのσ_Bとσ_yがγ化温度の低下により増加したのは、主にパケットサイズの微細化によると考えられる。

4・2 疲れ限度と組織の関係

σ_wについても静的強度と同様にγ化温度の低下により上昇したが、これはパケットサイズ微細化により静的強度が増加したためと考えられる。しかしFig. 7に示したように1603Kにてγ化された空冷ベイナイトは、それよりγ化温度が低い空冷ベイナイトに比べて耐久比が低くなっており、σ_wの変化は単に静的強度との関連だけでは説明できない。この点について微小き裂の伝播下限界の考え方²⁸⁻³¹⁾を用いて検討を試みた。

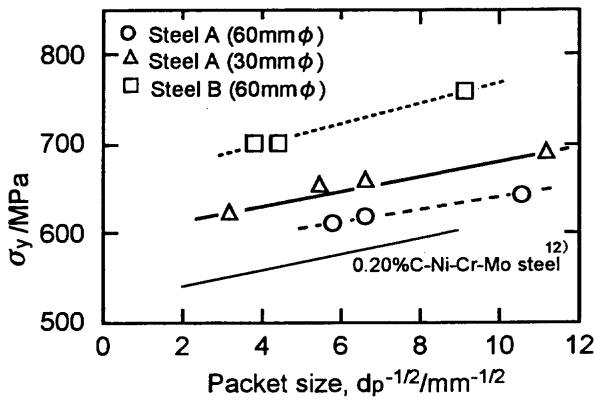


Fig. 8. Influence of packet size on 0.2% yield strength of air-cooled bainitic steels.

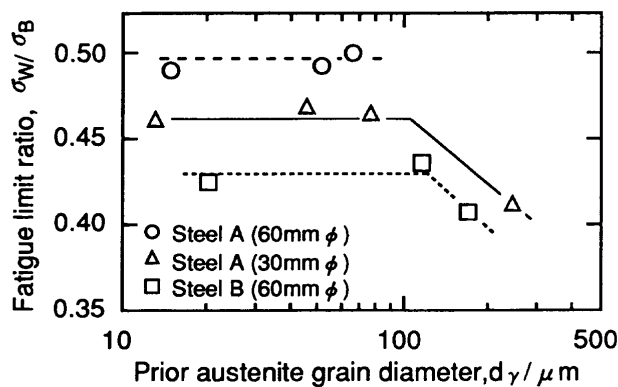


Fig. 9. Relationship between prior austenite grain diameter and fatigue limit ratio of air-cooled bainitic steels.

本研究の空冷ベイナイトにおいて、疲労初期き裂はベイニティックαラスに沿って生成しやすく、その寸法はベイニティックαラス長さに相当する結果が得られた。ベイニティックαラス長さはγ粒径と相関があることから、空冷ベイナイトにはあたかも旧γ粒径に相当する寸法の微小き裂が存在しているように考えることができる。

そこで疲れ限度に及ぼすγ粒径の影響をFig. 9に整理した。なおγ粒径の変化(パケットサイズの変化)により静的強度が変化することから疲れ限度は耐久比(σw/σB)にて評価した。いずれの鋼種もγ粒径が100μmより微細であれば、耐久比はあまり変化せず、ほぼ一定であるが、γ粒径が100μmを超えると耐久比が低下することがわかる。したがって空冷ベイナイトにおいてベイニティックαのラスは微小き裂的な役割を果たし、ベイニティックαラス長さと相関関係が強い旧γ粒径がある臨界の寸法(本実験の範囲では100μm程度と考えられる)を超えると疲れ限度が低下すると考えられる。

疲れ限度を低下させる旧γ粒径の臨界の寸法については、以下のように考えられる。すなわち炭素鋼などの疲れ限度はき裂発生限度応力ではなく、発生したき裂が伝播を停止する限界の応力である³⁰⁾ことが知られている。また材料が疲れ限度において自ら作る停留き裂寸法より小さい欠陥は最初から存在していたとしても、いわゆる欠陥材としての強

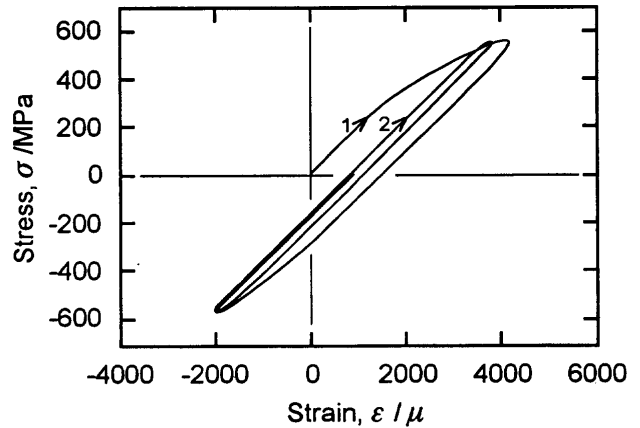


Fig. 10. Strain-stress curves at 1st and 2nd cycles at a stress amplitude of 575MPa on a tension-compression fatigue test for air-cooled bainitic steel (60mmφ of steel A austenitized at 1573K and air-cooled, $\sigma_y=613\text{MPa}$, $\sigma_B=945\text{MPa}$).

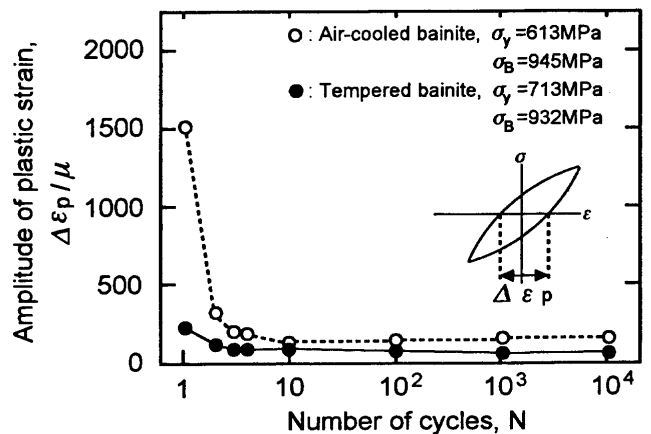


Fig. 11. Change in the amplitude of plastic strain during tension-compression fatigue tests at a stress amplitude of 575MPa for air-cooled bainitic steel (60mmφ of steel A austenitized at 1573K and air-cooled) and tempered bainitic steel (air-cooled bainitic steel tempered at 873K).

度低下はない³¹⁾ことが示されている。したがってこの臨界の寸法は本実験の供試材における停留き裂寸法に相当すると考えられる。

4・3 0.2%耐力と疲れ限度

空冷ベイナイトは焼もどしマルテンサイトあるいは焼もどしベイナイトと比べて降伏比は低い、耐久比は同等であった。降伏強度と疲労強度はいずれも負荷応力に対する塑性すべり挙動と深い関係があることを考えると奇異に思われる。そこで空冷ベイナイトとそれらを焼もどしたベイナイトを用いた引張圧縮疲労試験により、繰返し負荷における応力-ひずみ挙動について検討した。

Fig.10に引張圧縮疲労試験における空冷ベイナイトの1サイクルおよび2サイクル目の応力-ひずみ線図を示す。試験開始から最初の引張側負荷においては、静的引張試験と同様に連続降伏を生じ、1サイクル目は大きな塑性ひずみ振幅

($\Delta\epsilon_p$)を示す。しかし1サイクル目の圧縮側負荷からは直線的な応力-ひずみ線図となり、2サイクル目においては $\Delta\epsilon_p$ はかなり小さくなった。さらにFig.11に空冷ベイナイトと焼もどしベイナイトの繰返し数に対する $\Delta\epsilon_p$ の変化を示す。空冷ベイナイトはFig.10に示したように1サイクル目の $\Delta\epsilon_p$ は大きい³⁾が、2サイクルおよび3サイクル目より大幅に減少し、焼もどしベイナイトと同程度の $\Delta\epsilon_p$ のとなり、そのまま 10^4 サイクルまで安定していた。したがって空冷ベイナイトは静的応力負荷に対しては連続降伏的な応力-ひずみ挙動を示し σ_y が低い³⁾が、繰返し応力負荷に対する $\Delta\epsilon_p$ は比較的小さく疲労硬化³²⁾が大きい組織であると言える。このため空冷ベイナイトは降伏比が低いにもかかわらず、焼もどしベイナイトあるいは焼もどしマルテンサイトと同程度の耐久比を有すると考えられる。

5. 結言

熱処理条件を種々に変化させたベイナイト鋼を用いて疲労試験を行い、疲労強度と静的強度との関係および疲労き裂発生伝播挙動と組織との関係を調べた。主な結果は以下の通りである。

(1)空冷ベイナイトは γ 化温度の低下により σ_B 、 σ_y および σ_w は増加した。これはパケットサイズが微細化するためと考えられる。また冷却速度の増加により σ_B 、 σ_y および σ_w は増加した。これはベイナイト変態温度が低下するためと考えられる。

(2)空冷ベイナイト、焼もどしベイナイトおよび焼もどしマルテンサイトの耐久比はほぼ同等であり、いずれの鋼も σ_w と σ_B は良い相関があった。ただし1603Kにて γ 化された空冷ベイナイトはこれらより低い耐久比であった。

(3)空冷ベイナイトの疲労過程は、ベイニティック α ラスに沿った疲労すべり帯の形成およびそれらからの疲労初期き裂の発生過程と、これら直線状の疲労初期き裂の端より最大主応力方向に対して垂直に疲労き裂が成長・伝播する過程からなると考えられる。

(4)空冷ベイナイトにおいてベイニティック α ラスは微小き裂的な役割を果たし、ベイニティック α ラス長さ³⁾と相関関係が強い旧 γ 粒径がある臨界の寸法(本実験の範囲では100 μ m程度と考えられる)を超えると疲れ限度が低下すると推測される。

終わりに臨み、本研究の遂行にあたり、種々の御指導をいただいた京都大学工学部教授牧正志氏に感謝の意を表します。

文 献

- 1) H.Hashimoto, Y.Serino, Y.Aoyama and K.Hashimoto: SAE Tech. Pap. Ser., #820125, (1982).
- 2) 丹羽祐久, 町田 功, 加藤哲男, 上原紀典, 田中良治: 電気製鋼, **53** (1982), 26.
- 3) 子安善郎, 鈴木信一, 篠崎 浩, 坂口 聡, 石井伸幸: 鉄と鋼, **71** (1985), S1527.
- 4) 勝亦正昭, 松島義武, 山本義則: 日本金属学会会報, **31** (1992), 547.
- 5) 森 元秀, 鈴木正実, 岩間直樹, 野村一衛: 自動車技術会学術講演前刷集, **941** (1994), 81.
- 6) 邦武立郎, 寺崎富久長, 大森靖也: 鉄と鋼, **58** (1972), 1877.
- 7) 鎌田晃郎, 腰塚典明, 船越督己: 鉄と鋼, **61** (1975), 2839.
- 8) 中島宏興, 荒木 透: 鉄と鋼, **61** (1975), 3119.
- 9) 大森靖也, 大谷泰夫, 邦武立郎: 鉄と鋼, **58** (1972), 1076.
- 10) R.W.K.Honeycombe and F.B.Pickering: Metall. Mater. Trans., **3**(1972), 1099.
- 11) J.P.Naylor: Metall. Trans. A, **10A**(1979), 861.
- 12) Y.Tomita and K.Okabayashi: Metall. Trans. A, **17A** (1986), 1203.
- 13) H.Ohtani, S.Okaguchi, Y.Fujiwara, and Y.Ohmori: Metall. Trans. A, **21A** (1990), 877.
- 14) 阿部 隆, 三瓶哲也, 大鈴弘忠, 小指軍夫: 鉄と鋼, **70** (1984), 1459.
- 15) 栗田真人, 外山和男: 鉄と鋼, **80** (1994), 66.
- 16) 田村 優, 山田邦博, 清水真佐男, 國尾 武: 日本機械学会論文集A, **49** (1983), 1378.
- 17) 立花俊一, 川地俊一, 山田邦博, 國尾 武: 日本機械学会論文集A, **54** (1988), 1956.
- 18) 戸梶恵郎, 小川武史, 大迫修二: 日本機械学会論文集A, **54** (1988), 884.
- 19) 野村一衛: 鉄と鋼, **83** (1997), 227.
- 20) 黒木 孝, 山田邦博: 日本機械学会論文集A, **60** (1994), 1498.
- 21) 栗田真人, 外山和男, 野村茂樹, 国重和俊: 鉄と鋼, **81** (1995), 1091.
- 22) 白木秀樹, 並木邦夫, 飯久保知人: 電気製鋼, **59** (1988), 15.
- 23) 野村一衛, 岩間直樹, 花井義泰, 森 元秀, 鈴木正実, 水野邦明: 材料とプロセス, **7** (1994), 773.
- 24) 井上幸一郎, 中村貞行: 電気製鋼, **67** (1996), 19.
- 25) 北野智靖, 田川哲哉, 粟飯原周二, 宮田隆司: 鉄と鋼, **83** (1997), 395.
- 26) 大森靖也, 大谷泰夫, 邦武立郎: 鉄と鋼, **57** (1971), 1690.
- 27) P.J.E.Forsyth: Acta Metall., **11** (1963), 703.
- 28) 田中啓介: 日本機械学会論文集A, **54** (1988), 1.
- 29) H.Kitagawa and S.Takahashi: Proc. 2nd Int. Conf. Mech. Beh. Mater., ASM, Materials Park, (1976), 627.
- 30) 村上敬宜: 鉄と鋼, **75** (1989), 1267.
- 31) 村上敬宜, 清水真佐男: 日本機械学会論文集A, **54** (1988), 413.
- 32) 渡辺慈朗: 転位論-その金属学への応用-, 日本金属学会編, 丸善, 東京, (1971), 167.