

冷間工具鋼の引張圧縮疲労特性に及ぼす 残留オーステナイトの影響

横井 大円*・辻井 信博*・横山 嘉彦*²・深浦 健三*²

Effects of Retained Austenite on Tension–Compression Fatigue Properties of Cold Work Tool Steel

Daiei YOKOI, Nobuhiro TSUJII, Yoshihiko YOKOYAMA and Kenzo FUKAURA

Synopsis : Effects of retained austenite (γ_R) on tension–compression fatigue properties of cold work tool steel have been investigated using modified SKD11 (Mod.SKD11), which contains 0.8C–8Cr–2Mo–0.5V. Tension–compression fatigue specimens were tempered at 180°C, 470°C and 540°C after quenching from 1030°C. These conditions vary the amount and stability of γ_R with equal hardness of 60HRC. The amount of γ_R in these specimens tempered below 500°C was 15 vol%. The γ_R stability to stress induced transformation in specimen tempered at 470°C can be considered to increase than that of 180°C, because C content in γ_R for the specimen tempered at 470°C is higher than that of the specimen tempered at 180°C. Above 500°C, the γ_R in specimens was decomposed and secondary hardening occurred. Fatigue tests were done under fully reversed stress amplitude of 1000 MPa. Each result was plotted on Weibull probability sheet. Fatigue lives of the specimens tempered at 470°C were longest, and decreased in the sequence 180°C→540°C. Fisheyes were observed on the fracture surface of each specimen. The diameter of fish-eye for the specimens tempered at 180°C and 470°C was larger than that for the specimen tempered at 540°C. It seems that γ_R contributes to the increase of the resistance for crack propagation. As a result of measurement of γ_R volume fraction after fatigue test, it is found that γ_R in specimen tempered at 180°C is unstable and the volume fraction of γ_R decreased approximately 5%, while volume fraction of γ_R in specimen tempered at 470°C was unchanged. Thus, it is considered that the amount and stability of γ_R contribute to the increase of fatigue lives.

Key words : cold work tool steel; JIS SKD11; tension–compression fatigue test; tensile test; retained austenite.

1. 緒言

近年、冷間で用いられる金型が使用される環境はますます苛酷になっており、冷間工具鋼の耐疲労特性の改善は重要な課題となっている¹⁾。冷間工具鋼は、60HRC前後の高硬度で使用され、耐摩耗性を得るために不可欠な炭化物を多く含む。この炭化物の存在は、組織の敏感性を高めることから、一般に疲労寿命のばらつきが大きい。実際に冷間工具鋼製金型では、極めて低応力の繰返しによって破壊に至るケースもあり、材質面からの改善が必要となっている。しかし、一般的な金型寿命である $10^3 \sim 10^5$ サイクルにおける組織学的、統計学的検討はほとんど行われていないのが現状である²⁾。

筆者らは、最近、代表的な冷間工具鋼であるSKD11の炭化物を均一微細化させた改良鋼 Mod.SKD11の疲労特性に関する調査を行った。その結果、Mod.SKD11の疲労強度は、SKD11よりも大幅に改善されることを明らかにしてきた³⁾。また、Mod.SKD11の疲労特性に及ぼす焼戻温度および応力振幅の影響についても検討した。その結果、残

留オーステナイト（以下、 γ_R と略記する）を多く含む低温焼戻材は、 γ_R をほとんど含まない高温焼戻材よりも破壊じん性が高く、疲労寿命に優れることを報告した⁴⁾。

従来、冷間工具鋼において、 γ_R は硬さや耐力の低下、寸法安定性に不利という観点から、その量をなるべく少なくする努力がなされ、積極的に利用されてこなかった。最近、被加工材の難加工化にともない、工具鋼のじん化法として γ_R の利用が見直されつつある⁵⁾。しかしながら、冷間工具鋼の機械的性質に及ぼす γ_R の影響については、いくつかの報告^{6,7)}がある程度であり、疲労特性に関する研究は見当たらない。

一方で、他の鉄鋼材料において、 γ_R の存在は、疲労強度に好影響を及ぼすという報告と、悪影響を及ぼすという報告がなされており、その功罪についてはしばしば議論される⁸⁻¹⁰⁾。

そこで、本研究では、SKD11の強じん性を向上させた材料であるMod.SKD11を用い、一定応力振幅下での引張圧縮疲労寿命に及ぼす γ_R の量および安定化の影響を調査し、微細組織との関連性を検討した。

平成14年11月25日受付 平成15年1月22日受理 (Received on Nov. 25, 2002; Accepted on Jan. 22, 2003)

* 山陽特殊製鋼(株) 研究・開発センター (Research & Development Center, Sanyo Special Steel Co., Ltd., 3007 Nakashima Shikama-ku Himeji 672-8035)

*² 姫路工業大学 (Himeji Institute of Technology)

2. 供試材および実験方法

Table 1 に本研究で用いた供試材の化学成分を示す。Mod.SKD11 は、SKD11 を低C低Cr化により強じん化した冷間工具鋼であり、1120°C で鍛錬比286の熱間圧延を施した後、球状化焼なましを行い、供試材とした。

Fig. 1 に引張試験片(a)および引張圧縮疲労試験片(b)の形状および寸法を示す。供試材は、試験片形状に粗加工し、焼入焼戻処理を施した後、仕上加工を行った。焼入れは1030°Cで1.8ks保持後空冷した。なお、供試材のMs点は200°Cである。引張圧縮疲労試験片の焼戻しは、硬さを60HRC一定とし、かつ γ_R の量および安定度を変化させる目的のため、180°C、470°Cおよび540°Cの3条件を選定した。引張試験片および組織検査用の焼戻しは、180~550°Cの各温度で3.6ks保持後、空冷を2回繰返し行った。

硬さ試験はロックウェル硬度計(Cスケール)を用いて行った。組織観察は、光学顕微鏡を用い、塩酸ピクリン酸アルコール溶液にてエッチング後行った。また、 γ_R の観察および元素分析には、透過型電子顕微鏡(TEM)、エネルギー分散型X線分析装置(EDX)を用いた。 γ_R 量はオーステナイト相とマルテンサイト相からのX線回折線の積分強度から算出し¹²⁾、疲労試験後の γ_R 量は、破面および破面から約100 μm 深さの所まで電解研磨し、測定した。また、 γ_R の格子定数は、 $\cos^2\theta$ 外挿法により求めた。

引張試験は室温大気中において、引張速度0.5mm/minにて行った。疲労試験は油圧サーボ試験機を用い、室温大気中において、繰返し速度10Hz、応力比 $R=-1$ 、応力振幅1000MPaの条件で、荷重制御の完全両振り引張圧縮疲労試験を実施した。各焼戻材について、それぞれ5本試験を行い、その結果をワイブル確率紙に整理した。また、疲労試験後の破面は走査型電子顕微鏡(SEM)およびトンネル顕微鏡(AFM)を用いて観察した。

3. 実験結果

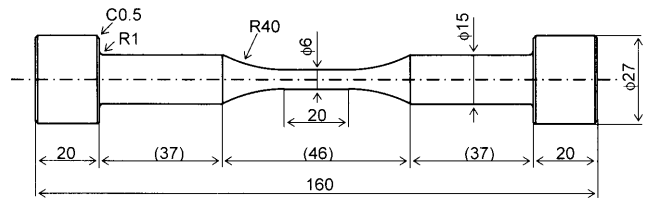
3.1 γ_R 量測定および組織観察

Fig. 2 に焼戻硬さおよび γ_R 量に及ぼす焼戻温度の影響を示す。焼入れ後、焼戻温度の上昇にともない焼戻硬さは低下するが、500°C付近において、合金炭化物の析出および γ_R の分解にともない二次硬化を示す¹³⁾。また、焼戻温度500°Cまでは γ_R が約15vol%程度存在するが、500°Cを越えると大部分の γ_R が分解することがわかる。したがって、今回、引張試験および疲労試験に用いた180°Cおよび470°C焼戻材は、硬さおよび γ_R 量がほぼ同等であり、540°C焼戻材は、硬さは同じであるが、 γ_R がほとんど存在していない試料である。

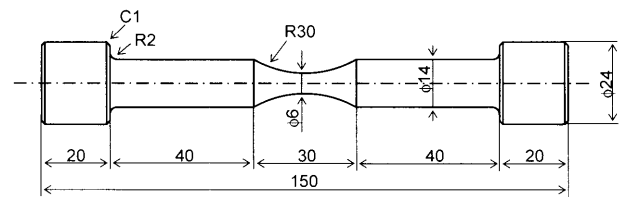
Fig. 3 に各焼戻材の光学顕微鏡写真を示す。組織は数 μm の微細な炭化物が多数分散しており、十数 μm の比較

Table 1. Chemical composition of specimens (mass%).

Grade	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	P	S
Mod.SKD11	0.80	0.88	0.38	8.01	1.90	0.54	0.024	0.002



(a) tensile test piece



(b) tension-compression fatigue test piece

Fig. 1. Shape and Dimensions of specimen.

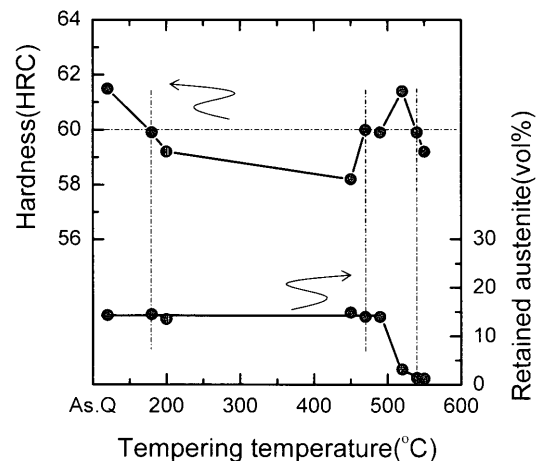


Fig. 2. Effect of tempering temperature on hardness and amount of retained austenite.

的粗大な炭化物も観察された。光学顕微鏡レベルにおける各焼戻組織の相違は小さく、各試験片ともに γ_R の存在は確認することができなかった。そこで、透過型電子顕微鏡を用い、180°Cおよび470°C焼戻材に存在する γ_R の観察を行った。

Fig. 4 に180°C焼戻材の透過型電子顕微鏡組織を示す。写真(a)は低倍率組織、写真(b)はその高倍率組織を示す。組織は典型的なラス α' 組織を呈していることがわかる。写真(c)は γ 相からの回折斑点を用いた暗視野像で、 γ_R は数百nmのブロック状であり、ラス α' 組織中に分散して存在していることが確認された。また、電子回折図形(写真(d))から、 α' と γ_R の方位関係は、 $(111)_{\gamma} // (011)_{\alpha'}$ 、 $[110]_{\gamma} // [111]_{\alpha'}$ のKurdjumov-Sachsの関係を満たしていた。

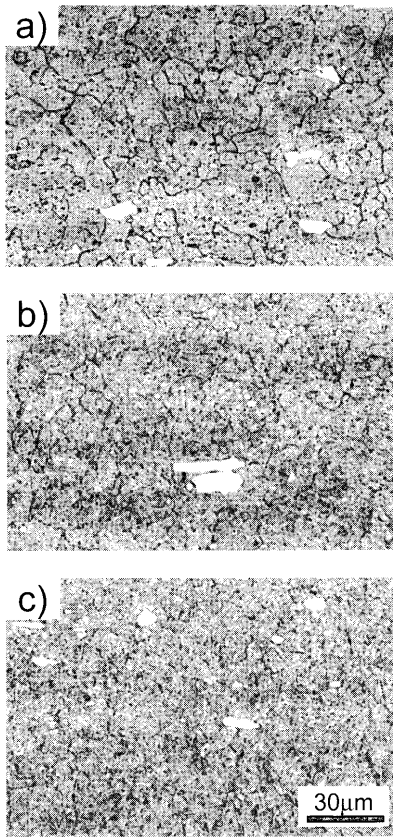


Fig. 3. Optical micrographs of tempered materials at 180°C (a), 470°C (b) and 540°C (c).

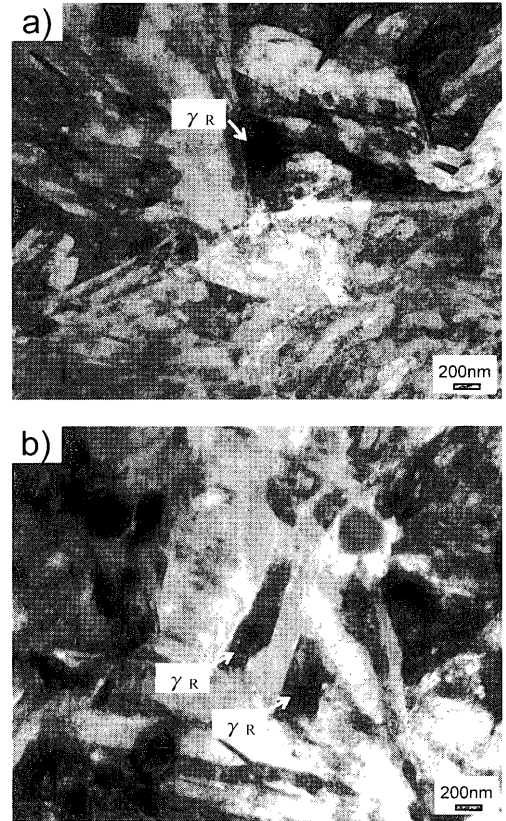


Fig. 5. Transmission electron micrographs of the specimen tempered at 470°C after quenching from 1030°C.

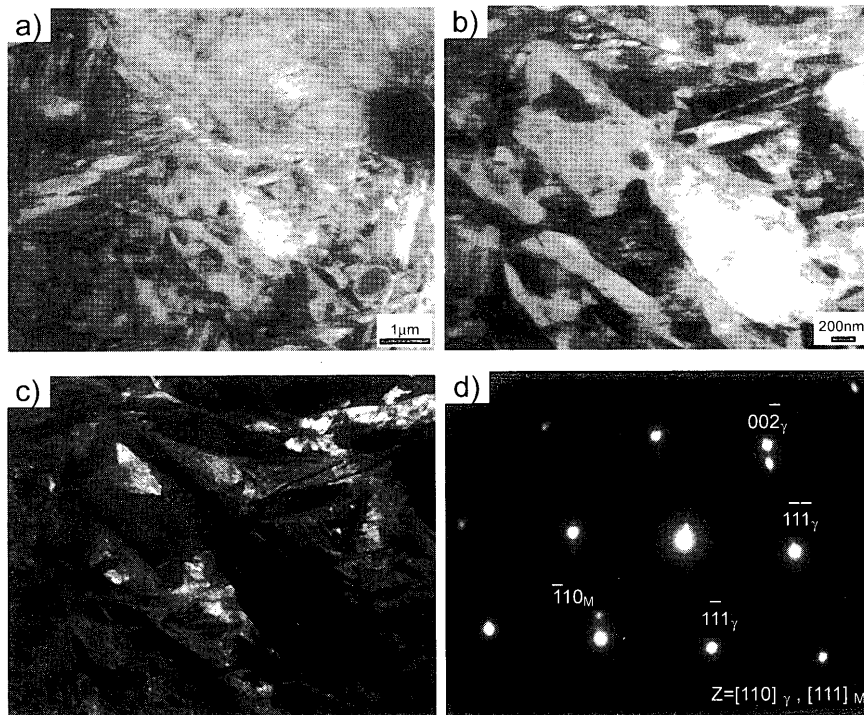


Fig. 4. Transmission electron micrographs of the specimen tempered at 180°C after quenching from 1030°C. (a) Bright field image, (b) magnified image of (a), (c) dark field image taken by using $(200)_\gamma$ spot, (d) SAD pattern.

Fig. 5 に 470°C 焼戻材における透過型電子顕微鏡写真を示す。180°C 焼戻材と同様に、 γ_R はブロック状に存在しており、その大きさについても顕著な違いは認められなかつ

た。

次に、Fig. 6 に 180°C および 470°C 焼戻材において観察された γ_R について EDS 分析した結果を示す。両焼戻材と

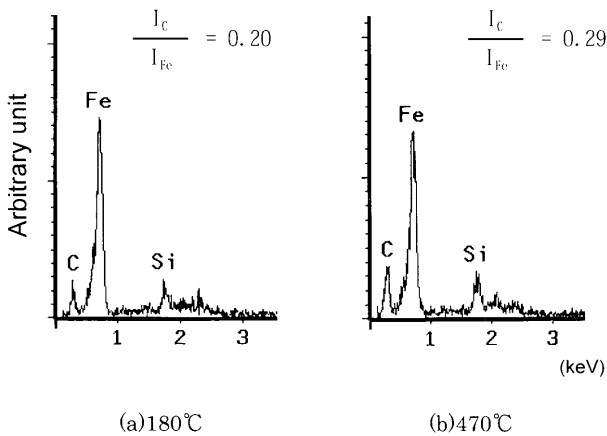


Fig. 6. EDX spectrum of the retained austenite.

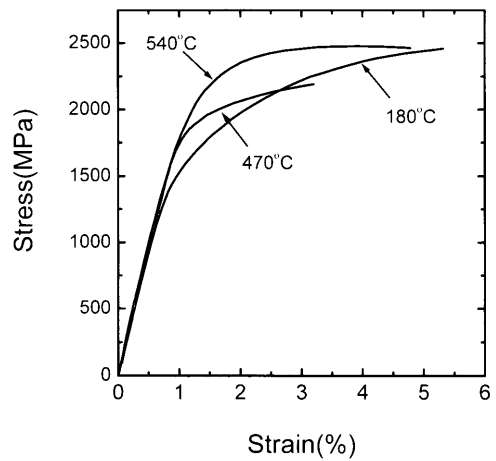


Fig. 7. Stress-strain curves in tensile test.

Table 2. Mechanical properties of Mod.SKD11.

Tempering temp.(°C)	Hardness (HRC)	Retained austenite (vol%)	0.2% proof stress σ_y (MPa)	Tensile strength σ_B (MPa)	σ_y/σ_B	Elongation (%)
180	59.9	14.5	1530	2460	0.62	3.8
470	60.0	14.0	1850	2190	0.84	2.0
540	59.9	1.4	2055	2475	0.83	3.3

もに、Fe、C、Si、Crが確認されたが、その他 Mo、V などのピークは認められなかった。カウント数の比から、各焼戻材における Cr および Si 量はほぼ同程度であるが、C量は、470°C 焼戻材の方が 180°C 焼戻材よりも若干多くなっていると推察される。この C 量の違いは、 γ_R の安定化に影響を及ぼす要因であると考えられるが、詳細については後述する。なお、540°C 焼戻材については、 γ_R が約 2 vol% と少量であることもあり、確認には至らなかった。

3.2 引張強度特性に及ぼす γ_R の影響

Fig. 7 に 180°C、470°C および 540°C 焼戻材の引張試験によって得られた応力-ひずみ曲線の一例を示す。また、Table 2 に各焼戻材の硬さ、 γ_R 量および引張強度特性値を示した。180°C 焼戻材の 0.2% 耐力は、各焼戻材の中で最も低い。一方、同量の γ_R を含む 470°C 焼戻材の 0.2% 耐力は、180°C 焼戻材より若干高くなるものの、引張強さは最も低くなった。また、 γ_R をほとんど含まない 540°C 焼戻材は、0.2% 耐力および引張強さがともに最も高くなった。これらの結果から、 α' よりも軟らかい γ_R の存在は、須藤ら⁵⁾ が報告しているように、耐力を低下させると考えられる。また、一般に、引張強さは硬さに比例することが知られているが、硬さが同じであっても、焼戻温度によって引張強さは異なることがわかった。

次に、これらの引張強度特性と γ_R との関連性を検討するため、引張試験後の破断面下 100 μm の箇所における γ_R 量を測定し、Fig. 8 にその結果を示す。なお、同図中には

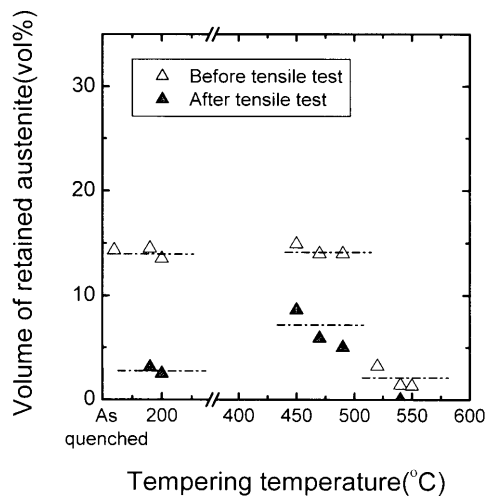


Fig. 8. Volume of retained austenite after tensile test.

180°C および 470°C 近傍の焼戻材のデータもプロットし、焼戻温度の違いによる γ_R 量変化の傾向を検討した。降伏比が最も低い 180°C 焼戻材は、大部分の γ_R が引張試験時に α' に変態するのに対し、470°C 焼戻材では残存する γ_R が比較的多い。これは、180°C および 470°C 近傍の各焼戻材においても同様の傾向を示した。

これらの結果から、引張強度特性に及ぼす γ_R の影響としては、1) γ_R の存在は 0.2% 耐力を低下させる、2) γ_R の α' への変態量が多いほど引張強さは向上する、といえる。また、引張試験時における歪誘起変態に対する γ_R の安定度は、焼戻温度によって異なり、470°C 近傍の焼戻温度域で

は γ_R がより安定化していると考えられるが、破断伸びが異なっているので断定できない。しかし、Fig. 6 で示したように γ_R 中のC量は明らかに多く、より安定化していると推察される。

3.3 γ_R の安定化に及ぼす焼戻温度の影響

引張試験の結果から、静的な応力負荷に対する γ_R の安定度は、焼戻温度によって異なり、結果として引張強度特性に影響を及ぼすことが明らかとなった。歪誘起変態に対する γ_R の安定化は、焼戻しによる安定化現象と密接な関係があることが報告されている¹⁴⁾。本研究においても、同様な関係があることが推察される。そこで、本項では、 γ_R の安定化に及ぼす焼戻温度の影響について考察を行った。

一般的に、焼戻しによる γ_R の安定化は、 α' 変態の核生成場所として働く粒界や転位などへの侵入型合金元素の固着、 α' の時効硬化による γ_R の α' 変態の抑制、侵入型および置換型元素の固溶によるMs点の低下、固溶強化による化学的安定化などによるものであり¹⁵⁾、特に侵入型合金元素であるC、Nは γ_R の安定化に重要な働きをすることが知られている¹⁶⁾。

高橋ら¹⁷⁾は、マルテンサイト変態のkineticsを応力で扱ったモデルを提唱しており、 γ_R の加工に対する安定性は、 γ_R 中のC量が多いほど高く、マルテンサイト変態に必要な機械的駆動力が大きくなるとしている。

各焼戻材において、 γ_R 中のC量を定量化することは現在の所、困難であるが、先述のEDS分析結果から、470°C焼戻材における γ_R 中のC量は、180°C焼戻材よりも多く、 γ_R の安定化に寄与することが示唆されている。他方、 γ の格子定数はCとNの固溶量に大きく影響され、Cr、Mo、Vなどの影響は小さいことが知られていることから¹⁸⁾、X線回折における γ 回折ピークを用い、 γ_R の格子定数変化を調査した。

Fig. 9 に γ_R の格子定数と焼戻温度の関係を示す。焼戻温度が400°C以下の場合と比べて、450°C、470°Cおよび490°C焼戻材における γ_R の格子定数は大きく、 γ_R が大幅に減少する520°Cでは、再び低下する傾向を示した。180°Cおよび470°C焼戻材の γ_R の格子定数は、それぞれ0.3592 nm、0.3607 nmであり、470°C焼戻材の方が180°C焼戻材よりも大きくなっていった。これらの結果は、渡辺ら¹⁹⁾が1.2C-17Cr系の冷間工具鋼において報告している結果と同様の傾向を示している。つまり、400~500°C焼戻温度域では、焼戻しにともなう α' 母相からのCの排出または炭化物の再溶解にともない、過飽和なCが γ_R へ拡散し、濃化することによって、 γ_R の格子定数が高められると考えられる。 γ_R 中に固溶するC%と γ_R の格子定数 a は、 $a=3.555+0.044 \times C\%$ の関係²⁰⁾にあることが知られており、470°C焼戻材の γ_R 中には、180°C焼戻材よりも炭素は約0.2%多く濃化していると推察される。

以上の結果から、470°C焼戻材中の γ_R は、180°C焼戻材

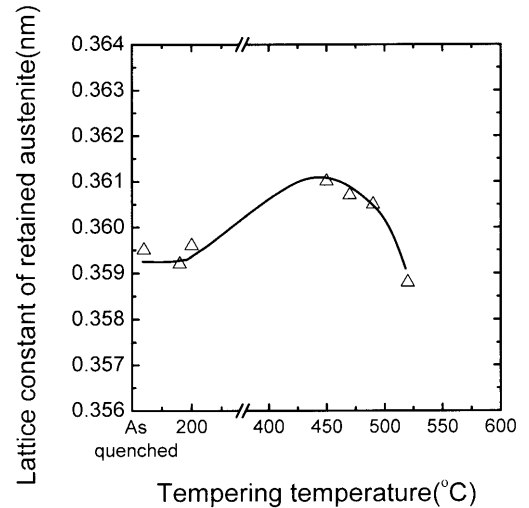


Fig. 9. Variations in lattice constant of retained austenite.

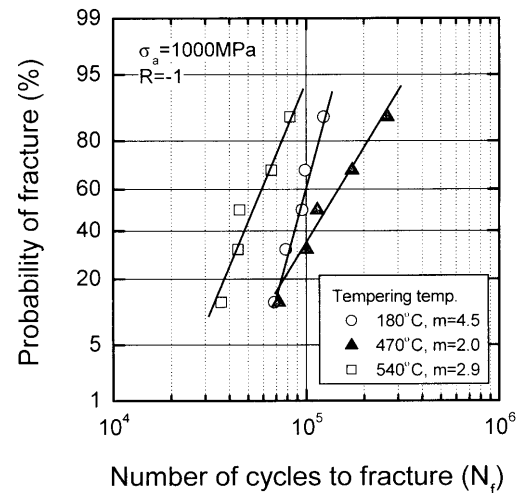


Fig. 10. Relation between number of cycles to fracture and probability of fracture under 1000 MPa.

よりも格子定数が大きく、 γ_R 中のC濃度が高いことにより、安定性が増していると考えられ、また、 γ_R の安定性が高いほど、歪誘起変態に対する抵抗力も大きくなっていると考えられる。

3.4 疲労特性に及ぼす γ_R の影響

3.4.1 疲労試験

Fig.10 に一定応力振幅1000 MPaにおける各焼戻材の破断繰返し数と破断確率の関係を示す。疲労寿命は、470°C焼戻材が最も長く、以下180°C焼戻材、540°C焼戻材の順となった。ただし、疲労寿命のばらつきは、470°C焼戻材が最も大きく、180°Cおよび540°C焼戻材がほぼ同程度のばらつきを示した。

Fig.11に各焼戻材の疲労破面(写真(a)~(e))を示す。疲労試験後の破面の大半は、炭化物の割れを起点としたフィッシュアイ模様を呈しており、わずかに介在物起点も観察された。180°Cおよび470°C焼戻材のフィッシュアイ直径はそれぞれ約500 μm とほぼ同程度であったのに対し、

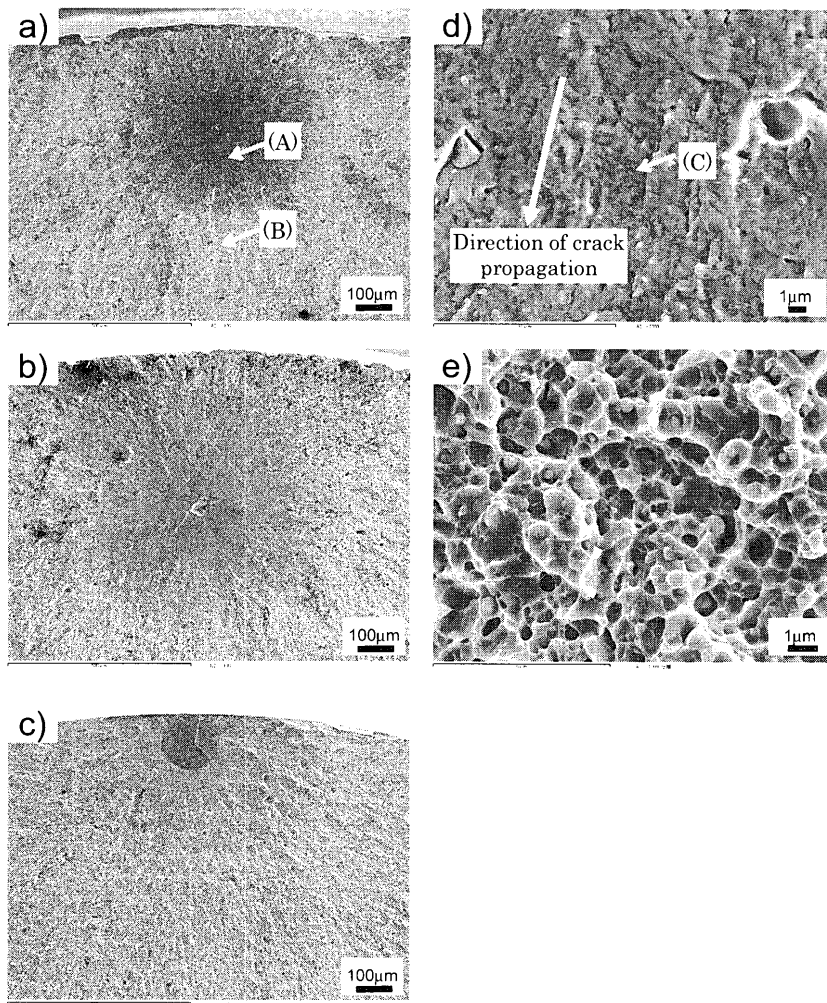


Fig. 11. Fatigue fracture surface. (a) Tempered at 180°C, $N_f=9.5 \times 10^4$. (b) Tempered at 470°C, $N_f=1.7 \times 10^5$. (c) Tempered at 540°C, $N_f=8.3 \times 10^4$. (d) Magnified image of (A). (e) Magnified image of (B).

540°C焼戻材では150 μm 程度と小さい。また、写真(a)中の矢印Aで示したフィッシュアイ部(写真(d))では、破面の凹凸が少なく、比較的平坦であったが、き裂進展方向に対し、垂直に凹凸が連続している箇所(矢印(C))が部分的に観察された。一方、矢印(B)で示したフィッシュアイの外側(写真(e))では、静的引張破面に見られるディンプル破面が認められた。したがって、フィッシュアイ形成後には、ほとんど繰返しを必要とせず、最終破断に至ったと考えられる。

今回のように、フィッシュアイが急速破壊直前のき裂に相当する場合の K_{Ic} は、破壊じん性値 K_{Ic} と等価であることが報告されている^{4,21)}。また、 γ_R が多いほど、 K_{Ic} は大きくなることが報告されており^{7,22)}、 γ_R を多く含む180°Cおよび470°C焼戻材のフィッシュアイ径が、540°C焼戻材よりも大きくなったのは、妥当な結果であると考えられる。

一般的に、じん性に及ぼす γ_R の効用として、強度を下げることやCの吸収効果を含めた焼戻脆性抑制作用以外に、1) 衝撃を吸収する、2) き裂を鈍化させる、3) き裂経路を偏向させる、ことなどが知られている¹⁾。引張試験の

結果から明らかなように、 γ_R が存在することで、強靱性が向上している訳ではないことから、 γ_R は、疲労き裂の発生を遅らせたり、放射状き裂進展時のき裂伝播抵抗を高め、疲労寿命向上に寄与していることが示唆される。そこで、トンネル顕微鏡を用いて、フィッシュアイ部の詳細な破面観察を行った。その一例として、Fig.12に470°C焼戻材のトンネル顕微鏡写真を示す。き裂進展方向に対し、垂直に連続した凹凸が観察される部分があり、これらは放射状き裂進展時に形成されたストライエーションと考えられる。この部分の凹凸の幅は0.2 μm 前後であり、深さは0.01~0.05 μm 程度であった。疲労き裂進展速度 da/dN は、Paris則に従い、 $da/dN=2 \times 10^{-11} \Delta K^{2.95}$ で示されることから、応力比 $R=-1$ 、応力振幅1000 MPa、フィッシュアイの中心からの距離200 μm におけるき裂進展速度 da/dN は、0.19 $\mu\text{m}/\text{cycle}$ と計算される。この値は、ほぼトンネル顕微鏡観察結果と一致し、ストライエーションであることは間違いないと思われる。今回、破面観察した範囲では、 γ_R がき裂伝播に対して、どのように遅延効果をしているかについては明らかにできなかったが、TEM観察において確

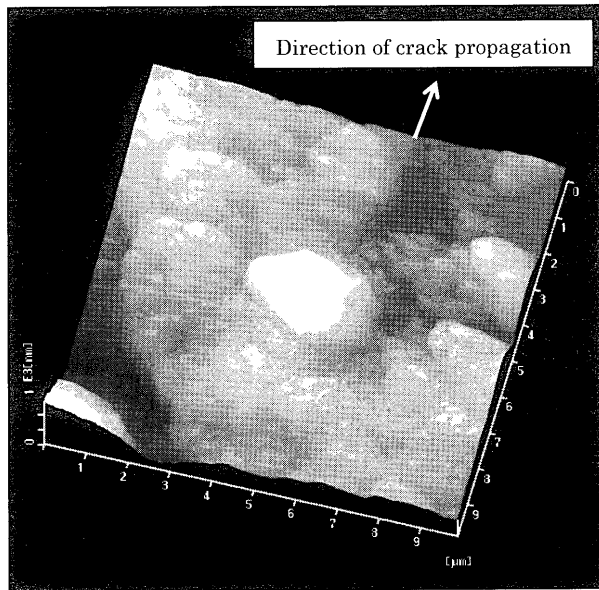


Fig. 12. AFM image at fish-eye on fracture surface (tempered at 470°C, $N_f = 1.7 \times 10^5$).

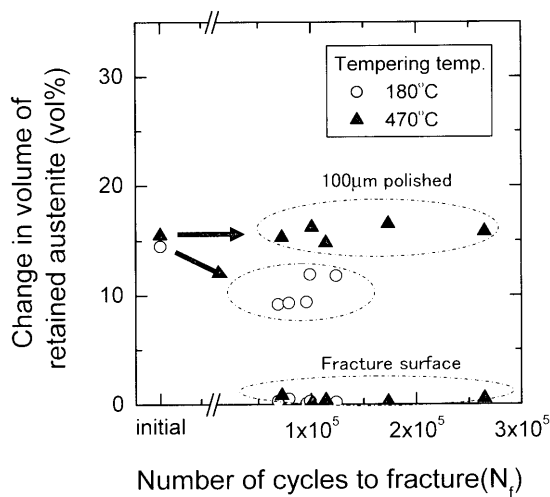


Fig. 13. Relation between number of cycles to fracture and change in volume of retained austenite during testing.

認められた γ_R の大きさ ($\approx 500 \mu\text{m}$) から、 γ_R がき裂伝播抵抗として十分に寄与していることが考えられる。このことについては、更にマクロおよびミクロな観点から検討を進め、 γ_R の効果を明らかにする予定である。

以上の結果から、応力振幅 1000 MPa において、 γ_R 量が多いほど疲労寿命は向上すると考えられるが、 γ_R 量がほぼ同じである 180°C および 470°C 焼戻材における寿命差については、さらなる検討が必要である。

3.4.2 疲労試験中の組織変化

Fig.13 に 180°C および 470°C 焼戻材の疲労試験後の破断面および破断面下 100 μm の箇所における γ_R 量を示す。各焼戻材ともに、破断面では γ_R が α' 変態しており、焼戻温度による違いは認められなかった。一方、破断面下

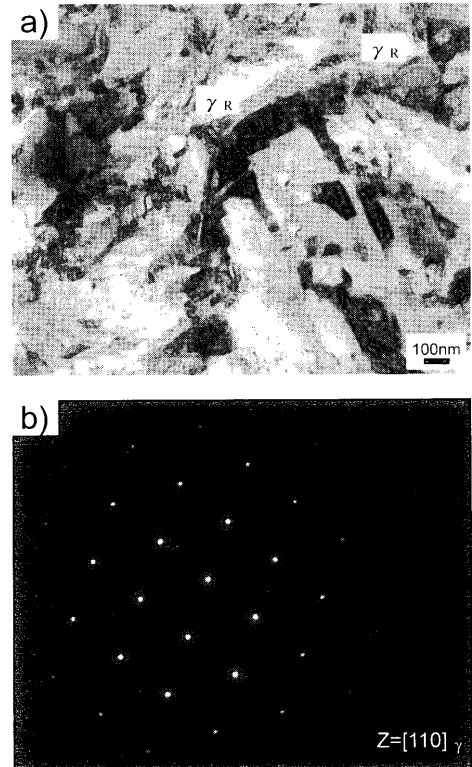


Fig. 14. Transmission electron micrographs of fatigued specimen tempered at 470°C after quenching from 1030°C ($N_f = 1.7 \times 10^5$).

100 μm の箇所では、180°C 焼戻材の γ_R は、試験前よりも約 5 vol% 減少したのに対し、470°C 焼戻材中の γ_R 量はほとんど変化が認められず、疲労中에서도安定に存在していることが明らかとなった。

Fig.14 に 470°C 焼戻材の疲労試験後の透過電子顕微鏡組織を示す。写真(a)に示したように、 γ_R は疲労前と同様の形態を呈しており、その電子回折図形 (写真(b)) においても顕著な変化は認められない。

Fig.15 に 180°C 焼戻材の疲労試験後の透過電子顕微鏡組織を示す。明視野像 (写真(a)) では、470°C 焼戻材の場合と同様に、顕著な変化は認められない。しかし、その電子回折図形 (写真(b)) には、 γ_R の回折斑点以外に α' 相からの斑点およびストリークが認められた。このようなストリークは、 γ_R 内の積層欠陥に起因するものと考えられる²³⁾。 γ_R 内の積層欠陥あるいは変形双晶の形成は、オーステナイトがマルテンサイトへ変態するときの中間段階であることが知られており^{24,25)}、180°C 焼戻材中の γ_R は不安定になっていることを示唆している。以上の結果から、繰返し応力負荷に対する γ_R の安定度は、470°C 焼戻材の方が 180°C 焼戻材よりも高いことが明らかであることがわかった。

疲労に及ぼす γ_R の有益作用としては、1) 歪誘起変態による体積膨張のため、き裂先端域で圧縮応力が生じ、そのことによる疲労き裂先端における応力集中の緩和、2) α'

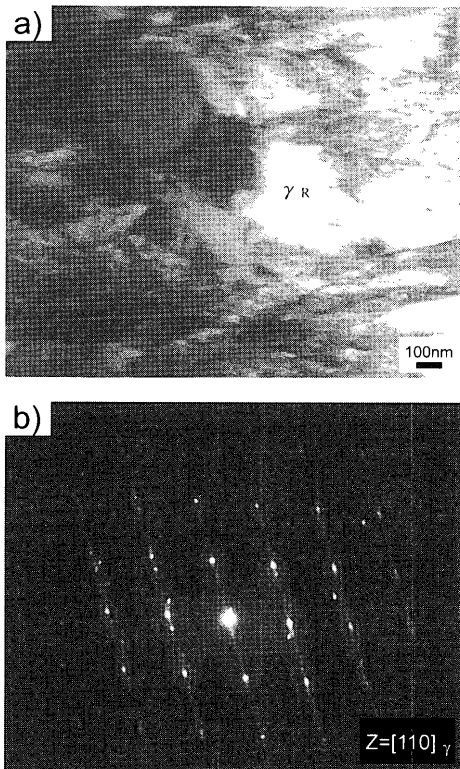


Fig. 15. Transmission electron micrographs of fatigued specimen tempered at 180°C after quenching from 1030°C ($M_f=1.2 \times 10^5$).

より軟らかくて塑性変形しやすい γ_R がクッションの役目を果たし、応力集中を緩和する、3) 繰返し応力によって加工された γ_R から生ずる α' はオースフォーミングされた状態にあり疲労強度を上げる、ことなどが知られている⁹⁾。これまでの結果において、疲労寿命は γ_R が多く存在し、かつ γ_R の安定度が高いほど向上していることから、 γ_R の疲労寿命向上の要因としては、上記 1) または 2) の要因が考えられる。いずれの要因においても、疲労試験中に存在する γ_R の量とその安定度が重要であることは本研究で明らかとなった点であるが、今後、疲労中および種々の応力振幅レベルにおける γ_R の挙動を解明することが必要と考えられる。

4. 結言

SKD11の改良鋼 Mod.SKD11を用い、同一硬さを有する各焼戻材の疲労寿命に及ぼす γ_R の影響を検討した結果をまとめると以下ようになる。

(1) γ_R はラス α' 組織中に数百nmの大きさで分布して

おり、ブロック状に存在していた。470°C焼戻材における γ_R の格子定数は、180°C焼戻材よりも大きく、また、引張試験における γ_R の α' への変態量は、180°C焼戻材の方が470°C焼戻材よりも多くなった。これらのことから、 γ_R 中のC濃度は、470°C焼戻材で高くなっており、180°C焼戻材よりも歪誘起変態に対する γ_R の安定度が高いことが明らかになった。

(2) 470°C焼戻材中の γ_R は疲労試験中にほとんど変化せず、安定に存在していたが、180°C焼戻材中の γ_R は試験前よりも約5%減少し、 γ_R 内には α' マルテンサイトおよび積層欠陥を形成していた。

(3) 一定応力振幅1000 MPaにおける疲労寿命は、470°C焼戻材が最も高く、以下180°C焼戻材、540°C焼戻材の順になっており、 γ_R が存在し、かつ安定度が高いほど、疲労寿命は向上することが明らかとなった。

文 献

- 1) M.Knoerr, K.Lange and T.Atlan: *J. Mater. Process. Technol.*, **46** (1994), 57.
- 2) T.Muramatsu and Y.Natsume: *J. Jpn. Soc. Technol. Plast.*, **12** (1979), 957.
- 3) K.Fukaura, Y.Yokoyama, D.Yokoi, N.Tsujii and K.Ono: *J. Metall. Mater. Trans.*, submitted.
- 4) D.Yokoi, N.Tsujii and K.Fukaura: *Mater. Sci. Res. Int.*, submitted.
- 5) K.Sudo: *Netsu Shori*, **32** (1992), 33.
- 6) T.Nishimura and Y.Niiyama: *Netsu Shori*, **18** (1978), 236.
- 7) Y.Matsuda and K.Sudo: *Denki Seiko*, **64** (1993), 140.
- 8) E.Yajima, T.Miyazaki, T.Sugiyama and H.Terajima: *J. Jpn. Inst. Met.*, **36** (1972), 711.
- 9) S.Kumagai: *Kinzoku Zairyo*, **15** (1975), 15.
- 10) T.Maki: *Sanyo Tech. Rep.*, **2** (1995), 2.
- 11) 柴田浩司: 鉄鋼の高強度化の最前線, 日本鉄鋼協会編, 東京, (1995), 127.
- 12) X線回折の手引改訂4版, 理学電機編, 東京, (1991), 58.
- 13) K.Fukaura, H.Sunada, Y.Yokoyama, K.Teramoto, D.Yokoi and N.Tsujii: *Tetsu-to-Hagané*, **84** (1998), 230.
- 14) Y.Imai and S.Kumagai: *J. Soc. Mater. Sci., Jpn.*, **20** (1970), 1285.
- 15) K.Tsuzaki and T.Maki: *Netsu Shori*, **32** (1992), 10.
- 16) 伊丹 淳, 潮田浩作: 鉄鋼の高強度化と信頼性向上, 日本鉄鋼協会編, 東京, (1997), 98.
- 17) M.Takahashi and S.Hiwatashi: *CAMP-ISIJ*, **6** (1993), 755.
- 18) 稔野宗次: 鉄鋼における変態と析出, 日本金属学会編, 仙台, (1969), 160.
- 19) Y.Watanabe and K.Sugimoto, I.Miwa and M.Nishizawa: *Tetsu-to-Hagané*, **86** (2000), 761.
- 20) B.D.Cullity: *Element of X-ray Diffraction*, 2nd ed., Addison-Wesley, Pub. Co. Inc., Massachusetts, (1978), 508.
- 21) Y.Natsume, S.Miyakawa and T.Muamatsu: *J. Soc. Mater. Sci., Jpn.*, **37** (1988), 606.
- 22) J.Pacyna: *Steel Res.*, **58** (1987), 87.
- 23) 坂 公恭: 結晶電子顕微鏡学, 内田老鶴圃, 東京, (1997), 112.
- 24) C.H.White and P.W.K.Honeycombe: *J. Iron Steel Inst.*, **202** (1962), 457.
- 25) T.Kobayashi and H.Yamamoto: *Metall. Trans. A*, **19A** (1988), 319.