

討13 鋼の疲労損傷におよぼす微視組織因子の影響

東京大学工学部 ○堀部 進 佐川竜平 藤田利夫
 金属材料技術研究所 荒木 透

1. 結言

金属材料がある値以上の繰返し応力を受ける場合、軟化硬化現象として巨視的に検出される疲労損傷過程が一般に存在するが、この過程はその後のき裂発生に大きな影響をおよぼすための極めて重要な段階である。とくにこの疲労損傷過程での軟化現象は材料の強度低下を意味し、繰返し応力下で使用される材料にとって好ましくない現象であると言わざるを得ない。それにもかかわらず、この軟化の機構については一部の例外を除いてほとんど明らかにされていないのが現状のようである。

金属材料の軟化現象は2つに大別して考えのが妥当であろう。すなわち1つは疲労前の強化組織が繰返し過程で弱化する、あるいは消失する場合である。加工強化した材料⁽¹⁾や不安定な析出物によって析出強化した材料⁽²⁾などは疲労過程で軟化傾向を示すことが知られており、耐疲労性を目的とする材料設計においてはかかる強化法を用いた材料は望ましくないとされている。Grosskreutz⁽³⁾は耐疲労性の莫から安定である強化組織としては結晶粒微細化強化、分散強化、繊維強化によって降伏応力を高めた組織であるとの示唆を与えている。しかしながら材料の軟化は、疲労前の強化組織の弱化や消失に起因するものばかりではなく、繰返し過程で金属組織自体は変化しなくとも、軟化現象が認められることがある。この原因としては可動転位密度の増加、莫欠陥形成による転位の上昇運動の促進、金属表面のstriationの形成、Bauschinger効果等が考えられるが、これらのいずれが主要因であるのかは明確でない。またこの軟化現象と前巻の軟化とが重畳して起こっている場合や、逆に硬化現象が同時に進行しているために軟化傾向が見かけ上ほとんど顕著に認められない場合もありうる。したがってこれらの軟化現象を明らかにするには、典型的な金属組織についての微視組織学的なアプローチが是非とも必要であると考えられる。本報ではいくつかの金属組織因子に着目して、疲労損傷におよぼすこれらの影響について検討を行った。

2. 実験方法

供試材は純鉄、Fe-Ni合金、Fe-Ni-Cu合金およびFe-C系合金でその化学組成を表1.に示した。これらの試料に種々の熱処理を施した後、所定形状寸法(図1.)に研削加工し、機械研磨、電解研磨を行って供試試片とした。

この試験片に両張り曲げ応力を450cpmの繰返し速度で作用させ、繰返し過程での塑性変位幅の変化(軟化硬化挙動)を動的に測定した。さらにこの疲労過程での表面形態や内部の微視組織の変化を光顕、透過電顕により観察し、巨視的変位挙動との関係を検討した。なお4種(4種類の熱処理組織)については、疲労挙動の温度依存性を明らかにするために200°Cと350°Cで試験を行い、常温での疲労挙動との差異を明らかにした。

表1. 供試材の化学組成(wt%)

	C	Si	Mn	Ni	Cr	Cu
S1	0.005	0.006	0.004	-	-	-
S2	0.003	0.005	0.010	1.59	-	-
S3	0.004	0.004	0.003	1.43	-	0.66
S4	0.13	0.29	0.47	0.09	0.21	0.22
S5	0.23	0.23	0.43	0.09	0.21	0.13
S6	0.41	0.20	0.77	0.08	0.18	0.13

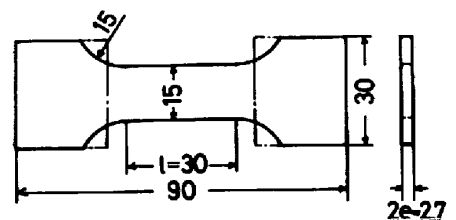


図1. 疲労試験片

3. 実験結果

3-1. 純鉄の疲労

図2にS1材(800°C WQ: この熱処理はFe-Ni-Cu合金の溶体化処理と同じに1枚の下池に意味はない)に20~25 kg/mm²の応力と作用させた場合の繰返しに伴う塑性歪振幅の変化を示したものである。塑性歪は繰返し数と共に次第に増加するが、その後応力レベルに依存するある値で飽和し、高応力振幅の場合には一たん低下してからき裂発生へと至る。なおこの場合と同一の傾向は純鉄単結晶を用いた実験でも認められている⁽⁴⁾。

3-2. Fe-Ni合金の疲労

S2材(800°C WQ)の塑性歪振幅の変化を図3に示す。この鋼種では、初期段階で純鉄の場合のような著しい塑性歪振幅の増加は認められず、逆に若干硬化傾向を呈した後、徐々に軟化を示しながらき裂発生へと至る。

3-3. Fe-Ni-Cu合金の疲労

S3材に対して、α域の800°Cから急冷した過飽和固溶体状態、500°Cで48hr時効してCu-rich zoneを形成している状態、600°Cで48hr時効して球状Cu安定相を析出している状態の3つの組織を得た。Cu-rich zone状態でのビッカース硬さは148、過飽和固溶体状態およびCu安定相状態ではともに104であった。

図4の塑性歪振幅の変化曲線から明らかのように、いずれの組織の場合も硬化傾向を呈し、Fe-Ni合金で認められる軟化への移行はき裂発生まで認められない。写真Iはこれら3つの組織の疲労後の透過電顕写真である。過飽和固溶体状態では疲労特有のセル構造の形成が認められるが、Cu-rich zone状態やCu安定相析出状態ではセル形成は認められず、疲労前後における転位密度の変化もあまり顕著でない領域が多い。

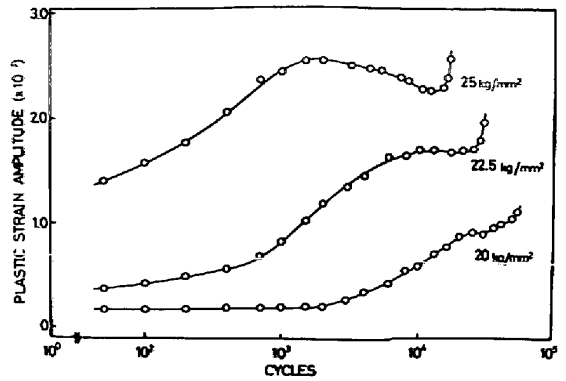


図2. S1材の塑性歪振幅の変化

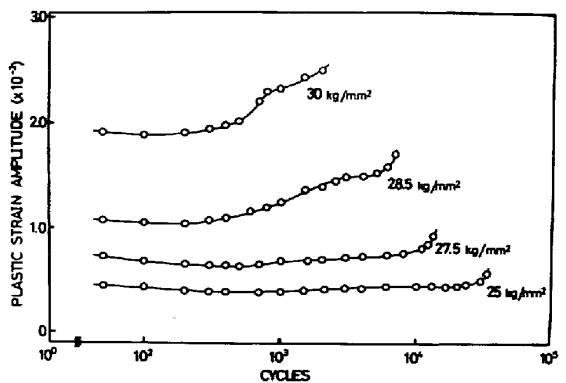


図3. S2材の塑性歪振幅の変化

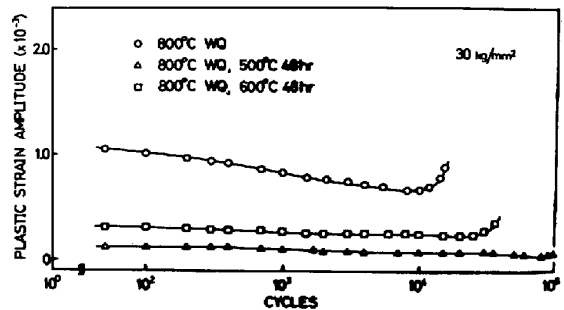
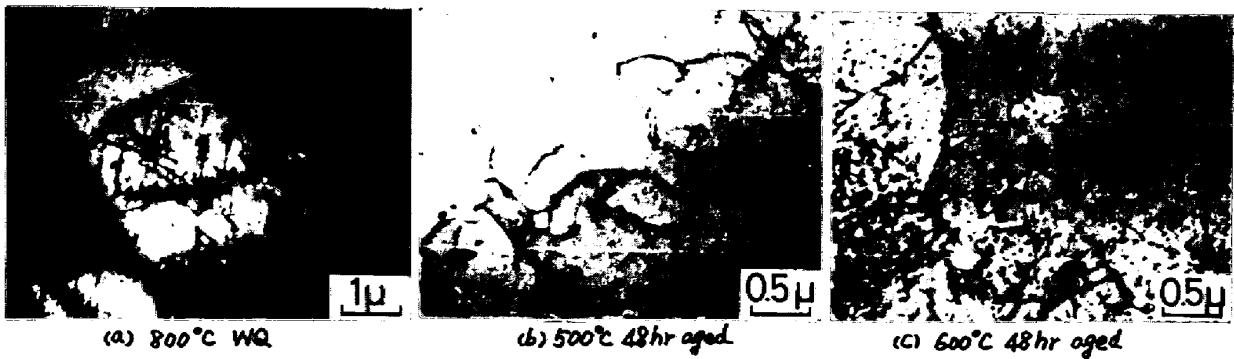


図4. S3材の塑性歪振幅の変化



写真I. S3材の疲労後の透過電顕写真 (30 kg/mm²)

3-4. Fe-C系合金の疲労

S4, S5, S6材に種々の熱処理を施すことにより, フェライト+パーライト組織(A:炉冷, A':低温焼入), 比較的微細なパーライトとセメントイトとが共存する組織B, 球状セメントイト組織Cと得た。なおこの組織Cにはほとんどし過程で生じた亜粒界の存在が認められた。図5にこれらの各組織を有するS4材の塑性歪振幅の変化を示す。組織Aの場合, 疲労過程でフェライト中にセル形成が観察されたが, その歪振幅の変化挙動も純鉄のそれ(図2)と同一傾向にある。しかしながらC固溶量が高い組織A'では, き裂発生に至るまで歪振幅はみかけ上ほとんど変化しない。組織Bの場合, 歪振幅の増加は極めて遅く, 透過電顕観察によればセルは形成されておらず, このようなセメントイトの分散組織は交差すべしと容易にし, 転位の繰返し移動度が極めて高い状態にあると考えられる。組織Cでは写真2(a)から明らかのごとく疲労前後で微視組織変化はほとんど認められず, 亜粒界の存在が転位を阻止する大きな要因であることがわかる。図6は200°Cでの疲労試験結果である。常温における転位速度が極めて遅い組織Cは, かかる試験温度においては初期段階から著しい転位傾向を呈し, 組織Aの歪振幅よりもはるかに大きな歪振幅を呈するに至る。電顕観察によれば, 疲労前に存在していた亜粒界は完全に消失し, それに代わって新しいセル構造の形成が認められる(写真2(b))。しかしながらこのセル壁の転位密度は組織Aの常温疲労で形成されたセル壁のそれと比べてかなり低く, 転位の移動の障害にはなりにくいように思われる。350°Cでの疲労挙動は常温および200°Cでのそれと大きく異なり, いずれの組織の場合も初期段階に動的歪時刻に起因すると思われる硬化傾向を呈する。

4. 結言

本研究では, 鋼のき裂発生に至るまでの疲労損傷過程に重点を置き, 微視組織学的検討を行った。

その結果, フェライト単相(純鉄)あるいはフェライト+パーライト組織の疲労挙動を基質として, 溶質固溶, Cu-rich zone, 安定相析出物, 炭化物存在形態, 亜粒界等の金属組織因子が疲労損傷とくに転位挙動にあよぼす影響が明らかとなった。

(文献)

(1) J.F.Coffin, Jr. and J.F.Tavernelli: Trans. AIME, 215(1959)794 (2) J.T.McGrath and W.J. Bratina: Acta Met., 15(1967)329 (3) J.C.Grosskreutz: Met. Trans., 3(1972)1255 (4) F.V. Lawrence, Jr. and R.C.Jones: Met. Trans., 1(1970)367

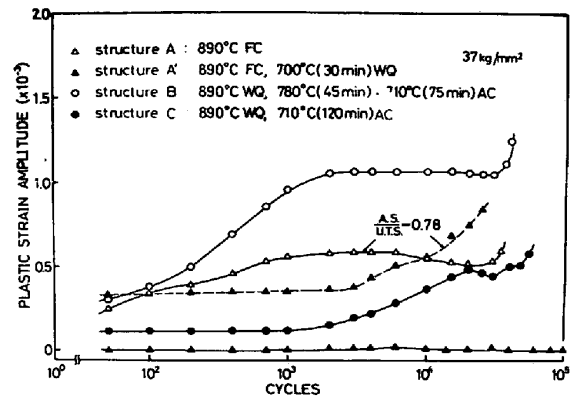


図5. S4材の塑性歪振幅の変化

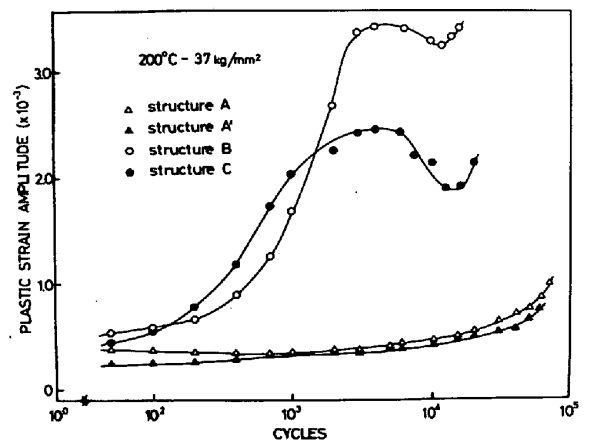


図6. 200°CにおけるS4材の塑性歪振幅の変化



(a) R.T. (b) 200°C
写真2. S4材組織Cの疲労後の透過電顕写真(37kg/mm²)