



Title	純銅, 85/15 黄銅, 70/30 黄銅の疲労き裂進展に及ぼす大気の影響
Author(s)	兼城, 英夫; 真喜志, 康二; 屋富祖, 建樹
Citation	日本機械学会論文集. A編 = Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers. A, 51(465): 1298-1303
Issue Date	1985-05-25
URL	http://hdl.handle.net/20.500.12000/207
Rights	Copyright (c) 1985 日本機械学会

純銅, 85/15黄銅, 70/30黄銅の疲労き裂進展に
及ぼす大気の影響*兼城 英夫**, 真喜志 康二**, 屋富祖 建樹**
Hideo KANESHIRO, Yasuji MAKISHI, Takeki YAFUSO**Key Words:** Fatigue, Effect of Environment, Copper, 85/15 Brass, 70/30 Brass, Stacking Fault Energy, Fatigue Strength

1. 緒 言

一般に機械や構造物は種々の腐食性ふん囲気中で使用されることが多い。真空中での疲労に関する研究が行われるにつれて、大気もまた一種の腐食性ふん囲気とみなされるようになった。近年、航空工学や宇宙工学の発展につれて、真空中での疲労破壊に関する数多くの研究が行われ、大気中と異なる種々の疲労特性が明らかになった。これらの研究は、主として、真空度と疲労強度との関係⁽¹⁾⁽²⁾、ストライエーションの形成有無⁽³⁾⁽⁴⁾、酸素や水蒸気の害作用⁽⁵⁾、脱気効果⁽⁶⁾、超高真空効果⁽⁷⁾などに分類されるが、まだ不明な点が多いようである。また、金属材料は真空中で疲労寿命が向上するが、寿命の伸び率は金属によって異なった値を示す。しかしながら、今日までこれを理解する手掛かりがまだ示されていないようである。

本研究では以上のような観点に立って、同一の α 層であるが積層欠陥エネルギーの異なる純銅, 85/15黄銅, 70/30黄銅について大気中と真空中で疲労試験を行い、疲労寿命の伸び率と積層欠陥エネルギーとの関係を検討するとともに、表面や破面の観察を通して、き裂の発生、き裂進展速度、き裂経路に及ぼす大気腐食効果を検討した。

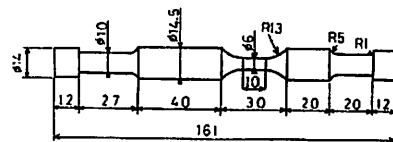
2. 供試材料および実験方法

使用した実験材料は直径15 mmの純銅, 85/15黄銅, 70/30黄銅で、図1に示す形状・寸法に機械加工した後、エメリ紙による平行部の研磨をえて、600°C 1時間の真空焼なましを行った。さらに、表面観察を容

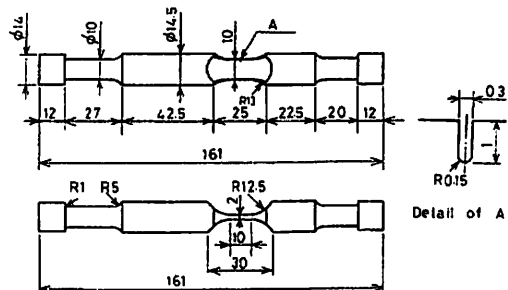
易にするため、リン酸系の研磨液を用いて平行部を電解研磨で約30 μm 除去し実験に供した。表1および表2に使用材料の化学成分と機械的性質を示す。使用した試験機は遠心力式の万能疲労試験機で、その繰返し速度は1000 rpmであり、実験は引張り-圧縮の両振り荷重下で行った。真空中での疲労試験は、油回転ポンプと油拡散ポンプを直結した湿式排気系を用いて、真空槽内を $(1\sim3) \times 1.334 \times 10^{-3}$ Paの真空度に保つ

表1 材料の化学成分 (%)

	Cu	Pb	O ₂	S	Fe	Zn
Copper	>99.991	<10ppm	<10ppm	<18ppm	—	—
85/15 Brass	85.14	Tr	—	—	0.01	Bal
70/30 Brass	69.12	Tr	—	—	0.01	Bal



(a) Smooth specimen



(b) Notched specimen

図1 試験片の形状・寸法

* 昭和57年10月10日 第60期全国大会講演会において講演。原稿受付 昭和58年10月6日。

** 正員、琉球大学工学部 (〒903-01 沖縄県西原町字千原59番地)。

て行った。き裂の発生・成長は、両ふん囲気中での予想寿命の5%ごとに疲労試験を中断して平行部のレプリカ膜を採取し、それに金蒸着を施し観察した。

3. 実験結果および考察

3.1 真空中における疲労寿命と積層欠陥エネルギー

表 2 材料の機械的性質

	Proof strength MPa	Tensile strength MPa	Elongation %	Reduction of area %
Copper	37.2	217.6	42.8	91.8
85/15 Brass	84.3	261.7	45.5	86.2
70/30 Brass	68.6	309.7	70.1	83.3

図 2 は、純銅, 85/15 黄銅, 70/30 黄銅平滑材の大気中と真空中における S-N 曲線である。いずれの材料においても大気中より真空中での寿命は長い。図 3 は、この S-N 曲線より求めたもので、横軸に各材料の引張強さに対する応力振幅比 σ/σ_B をとり、また縦軸に大気中と真空中での寿命比 N_v/N_a をとって表したものである。これより、いずれの材料においても、低応力長寿命域になるにつれて N_v/N_a は大きくなり、また同一の σ/σ_B では、高応力域での純銅と 85/15 黄銅の関係を除けば、70/30 黄銅, 85/15 黄銅, 純銅の順に大きな値を示すことがわかる。特に、70/30 黄銅は、 $\sigma/\sigma_B=0.47$ で $N_v/N_a=380$ にもなり、低応力域での大気腐食効果が顕著である。次に、図 4 および図 5 は応

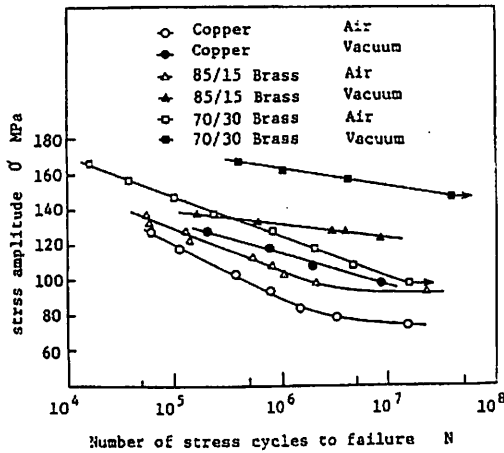


図 2 平滑材の S-N 曲線

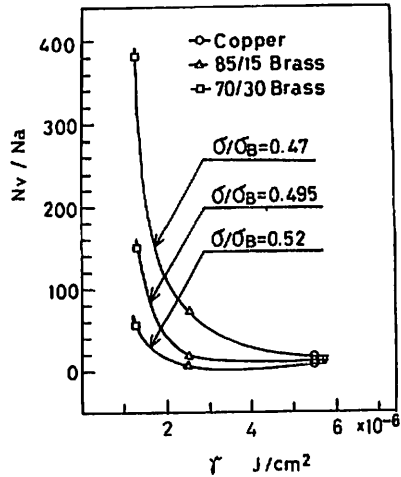


図 4 積層欠陥エネルギーと疲労寿命比

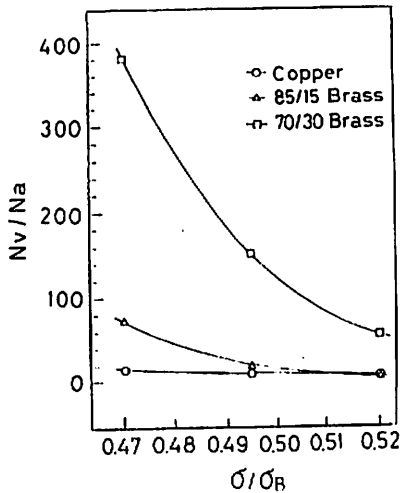


図 3 応力振幅と疲労寿命比

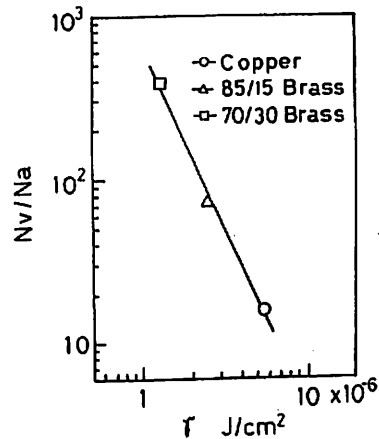


図 5 積層欠陥エネルギーと疲労寿命比 ($\sigma/\sigma_B=0.47$)

力振幅をパラメータにし、横軸に各材料の積層欠陥エネルギーをとって N_v/N_a と γ との関係を表したものである。積層欠陥エネルギーの測定法¹⁷⁾には X 線法、変形双晶法、半転位の曲率法などがあり、各測定法での測定値に差異がみられるようであるが、ここでは便宜上 Lukásら¹⁸⁾の文献を参考にし作図した(純銅 $\gamma=5.5 \times 10^{-4}$ J/cm², 85/15 黄銅 $\gamma=2.5 \times 10^{-6}$ J/cm², 70/30 黄銅 $\gamma=1.3 \times 10^{-6}$ J/cm²)。これより、 γ が小さく、材料の交差すべりが困難になるにつれて真空中での寿命の伸び率は増加し、また、応力振幅が小さい場合は両対数目盛上で $N_v/N_a \sim \gamma$ はほぼ直線関係を示すことがわかる。

大気中と真空中における疲労寿命の相違については、すべり面内への酸索や水蒸気のまき込みによるすべり面の分離¹⁹⁾、酸化皮膜による圧縮半サイクル時の再溶着²⁰⁾や逆すべりの抑制²¹⁾などのき裂進展機構で説明されている。今、Pelloux の仮説に従って、種々のふん囲気中での寿命を引張半サイクル時のすべり量と圧縮半サイクル時の逆すべり量との差分の累積とみなすと、 γ の減少に伴って真空中での寿命の伸び率が增加することは、 γ の小さい材料ほど圧縮時の逆すべり量が大きいことを意味する。また、 γ の大きい純銅では主すべり系と交差すべり系が作動するのに対して、 γ の小さい 70/30 黄銅では主すべり系のみが作動し、また、85/15 黄銅では両方の中間のすべり運動をすると考えられている。これより、 γ の小さい材料ほど大気

腐食効果が顕著に現れるのは、作動すべり系が少ない材料ほど真空中での圧縮時の逆すべりが容易なことを意味し、これは十分理解できることである。

次に、切欠き材より求めたき裂進展速度 da/dN と応力拡大係数幅 ΔK の関係を図 6 に示す。いずれの材料においても、同一の ΔK に対して da/dN は大気中で大きく、また両ふん囲気中の値はほぼ平行となり、Al 合金に関する陶井ら²²⁾の第 2 領域によく似た傾向を示している。図中の式は、パリズ則 $da/dN = c\Delta K^m$ を適用して求めたもので、指数 m は通常いわれている 2~4 の間を示している。しかしながら、切欠き材の寿命に及ぼす大気腐食効果と γ との関係は、表 3 にもみられるように、平滑材ほど顕著でないようである。

3.2 き裂の発生・成長に及ぼす大気腐食効果

Forsyth²³⁾によれば、疲労過程はき裂が最大せん断応力面に沿って進展する第 1 段階と、引張応力軸に垂直な面に沿う第 2 段階および最終破壊に分けられる。大気腐食効果が疲労過程のどの段階に最も顕著に現れるか調べてみた。図 7 および図 8 は、85/15 黄銅の大気中および真空中におけるき裂の発生・成長の様相を示す。また、表 3 は、疲労き裂の発生と成長が連続的な過程で両者を明確に区別することが困難なため、便宜上、き裂発生と成長を連続的に定義した時、両ふん囲気での寿命 N に対する比率 N_i/N_v と、大気中と真空中における寿命比 N_v/N_a を表す。したがって、表中の

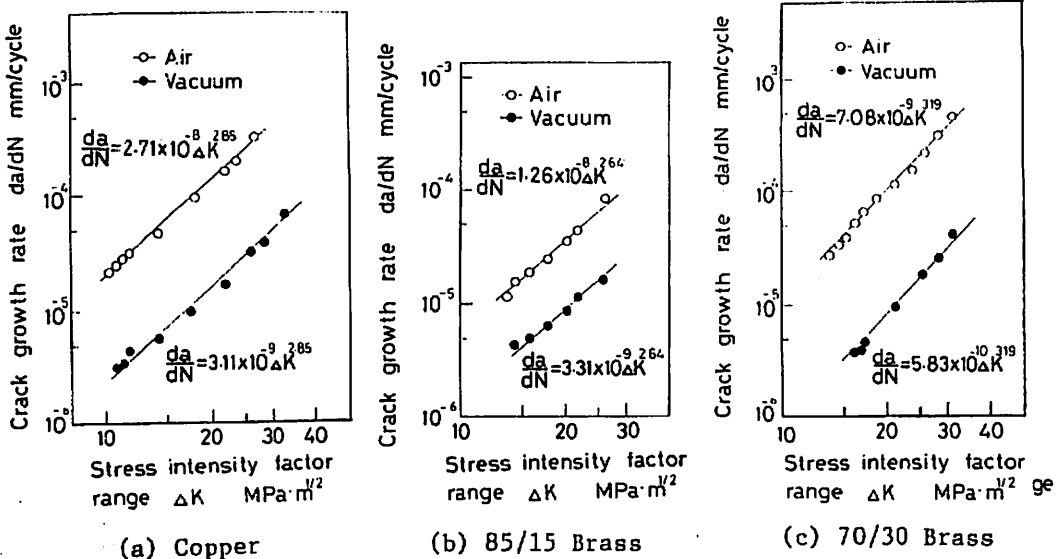


図 6 応力拡大係数幅 ΔK と き裂進展速度 da/dN ($a/a_0=0.315$)

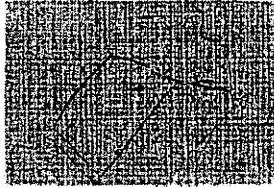
N_i は、試料の表面と内部の違いはあるが、ほぼ Forsyth の第 1 段階に相当する繰返し数と考えられる。また、平滑材では、このような微小き裂は多数発生するので、ここでの N_i は試料を破壊に導いた主き裂に對

応するものである。これらの実験結果より、すべり線の飽和に要する繰返し数は真空中のほうが長く、また、飽和時のすべり線の密度も真空中のほうが高い。

また、平滑材のき裂発生繰返し数は、大気中では寿命の約 25%、真空中では約 70% で顕著な大気腐食効果が見られる。しかしながら、切欠き材では環境による差異は少ないようである。概して、大気腐食効果は切欠き材よりも平滑材において、また、第 2 段階よりは第 1 段階までの疲労過程に顕著に現れることが理解される。これは、ニッケル基超合金について、環境に敏感なのは第 1 段階の疲労き裂進展過程であるという Duquette ら⁽¹²⁾の結果と一致し、また、2024-T 3 Al 合金に関する Welner の研究⁽¹³⁾、すな

表 3 き裂発生の繰返し数および寿命比

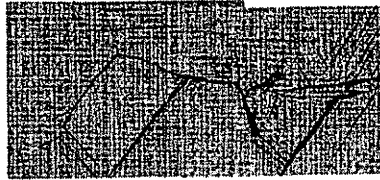
	N_i / N (%)				N_v / N_a	
	Smooth specimen		Notched specimen		Smooth specimen	Notched specimen
	Air	Vacuum	Air	Vacuum		
Copper	26	67	5	6	7-16	7
85/15 Brass	25	75	11	9	6-72	4
70/30 Brass	23	72	19	24	56-380	8



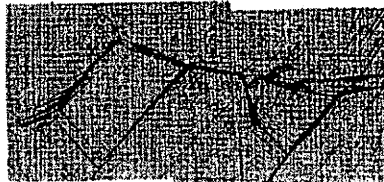
(a) $N = 0$



(b) $N = 1.5 \times 10^4$

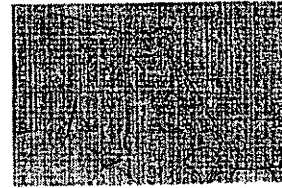


(c) $N = 5 \times 10^4$

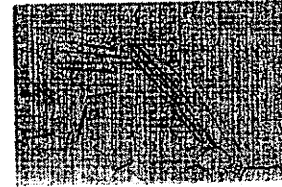


(d) $N = 6.5 \times 10^4$

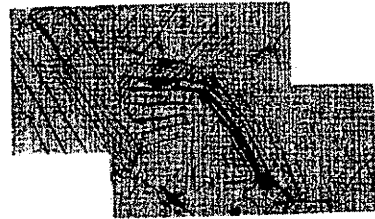
図 7 85/15 黄銅の大気中におけるき裂の発生・成長



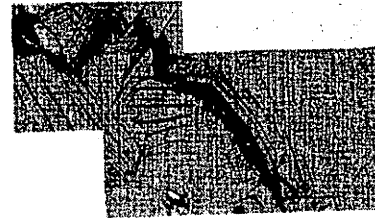
(a) $N = 0$



(b) $N = 5 \times 10^4$



(c) $N = 1.8 \times 10^6$



(d) $N = 2.1 \times 10^6$

図 8 85/15 黄銅の真空中におけるき裂の発生・成長

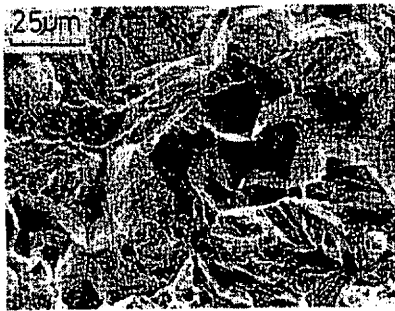
わち、粒界き裂発生から第1段階のすべり面き裂への遷移が最も環境に敏感な疲労過程の段階であるということも関係があると思われる。Wernerの実験では、深さ5~20 μmの粒界微小き裂の発生・成長に寿命の約95%が費やされており、本実験の供試材より寿命に占める初期き裂の役割が大きい。

片桐ら⁽⁴⁾⁽¹³⁾によれば、微小き裂の発生・成長は、銅では $[101]$ 方向にのびたラダー状組織 (ladder-like structure) に沿って、また、70/30黄銅では(111)面のtrace方向の転位線や転位ループに沿って起きており、一般的にもき裂進展の第1段階は第2段階より結晶学的であると考えられている。大気腐食効果が第1段階に顕著に現れるのは、第1段階が結晶学的であることと密接に関係し、この段階でPellouxのき裂進展機構が作動しやすいためではないかと思われる。

3.3 き裂進展経路に及ぼす大気腐食効果 図9および図10は、大気中と真空中で形成された初期き裂領域および比較的長いき裂領域に対応する代表的な破面形態である。初期き裂領域での粒内破面の形態については、環境による差異はほとんど認められなかった。しかしながら、粒界破面については、大気中では

応力振幅や材質によらず数多くの形成が見られるのに対して、真空中で形成された破面上には観察されない場合が多かった。これは粒界が化学的に活性化ため、大気腐食効果の大きい大気中では、き裂が粒界を進展しやすくなるためだと思われる。また、真空中では、試料表面の観察によればき裂が粒界を進展しているが、それに対応する粒界破面が観察されない場合が多い。

次に、真空中においてストライエーションが形成されるか否かについて、相反する結果が報告されている。すなわち、Meyn⁽⁹⁾はAl合金について、また黒部ら⁽¹⁰⁾はAlについて、真空中でのストライエーションの形成を否定しているのに対して、Al合金に関するRitterら⁽¹¹⁾や胸井ら⁽¹²⁾の研究ではストライエーションを観察している。本実験では、いずれの材料においても、また平滑材でも切欠き材でも、真空中で形成された疲労破面上にストライエーションが見られた。しかし、その形成領域が真空中では少なく、また、大気中ではプラトの全面に形成されるが、真空中ではその一部にしか形成されていないのがしばしば観察された。これより、真空中ではストライエーションの形成



(a) Air



(b) Vacuum

図9 き裂の初期段階に対応する破面形態



(a) Air



(b) Vacuum

図10 大気中および真空中で形成されたストライエーション

が抑制される傾向があり, き裂が特に結晶学的に都合のよい結晶面を進展する場合にその形成が見られるのではないかと思われる。しかしながら, 真空中でのストライエーション形成の抑制が, Christensen の冷間接合⁽⁵⁾によるのか, Pelloux の逆すべり機構によるのか明らかでない。

4. 結 言

同一の α 相で積層欠陥エネルギーの異なる純銅, 85/15 黄銅, 70/30 黄銅を用いて, 大気中と真空中で疲労試験を行い, 疲労寿命, き裂の発生・成長, き裂経路に及ぼす大気腐食効果について検討した結果, 以下の諸点が明らかになった。

(1) いずれの材料も真空中で寿命が向上し, その傾向は低応力長寿命域になるにつれて増す。

(2) 真空中での寿命の伸び率は, 70/30 黄銅, 85/15 黄銅, 純銅の順に高く, 積層欠陥エネルギーの低い材料ほど真空中での疲労寿命は向上する。これは, 作動すべり系が少ない材料ほど真空中での逆すべりが容易になるためだと思われる。

(3) 大気腐食効果は, 切欠き材より平滑材に顕著に現れる。また, 大気腐食に敏感な疲労過程は, 第 2 段階より第 1 段階までのき裂の発生・成長過程である。これは, 第 1 段階のき裂進展が結晶学的で, Pelloux のき裂進展機構が作動しやすいためだと考えられる。

(4) 大気中と真空中でのき裂経路の大きな相違は, 真空中ではき裂が粒界を進展しにくいことである。

文 献

- (1) Wadsworth, N. J. and Hutchings, J., *Philos. Mag.*, 3 (1958), 1154.
- (2) Snowden, K. U., *Acta Met.*, 12 (1964), 295.
- (3) Meyn, D. A., *Trans. Am. Soc. Met.*, 61 (1968), 52.
- (4) Pelloux, R. M. N., *Trans. Am. Soc. Met.*, 62 (1969), 281.
- (5) Christensen, R. H., *Trans. Am. Soc. Met.*, 57 (1964), 373.
- (6) 遠藤・駒井, 材料, 26-281 (昭 52), 143.
- (7) 鈴木, 転位論入門, (昭 49), 161, アグネ。
- (8) Lukáš, P. and Klesnil, M., *Corrosion Fatigue: Chemistry, Mechanics and Microstructure, National Association of Corrosion Engineers.* (1971), 118.
- (9) Fujita, F. A., *Fracture of Solids*, (1963), 657, John Wiley & Sons.
- (10) 駒井・ほか 2 名, 材料, 29-317 (昭 55), 162.
- (11) Forsyth, P. J. E., *Acta Met.*, 11 (1963), 703.
- (12) Duquette, D. J. and Gell, M., *Metall. Trans.*, 2 (1971), 1325.
- (13) Welner, E., *Trans. Metall. Soc. AIME*, 242 (1968), 1713.
- (14) 片桐・ほか 5 名, 材料, 26-287 (昭 52), 748.
- (15) Katagiri, K., ほか 5 名, *Fracture 1977*, 2 (1977), 695.
- (16) 黒部・上田, 材料, 24-256 (昭 50), 73.
- (17) Ritter, D. L. and Wei, R. P., *Metall. Trans.*, 2 (1971), 3224.