

論 文

UDC 699.15'26'74-194 : 621.785.72.019 : 620.178.7 : 620.184.6

焼もどし脆化した鋼の破面観察に関する 2, 3 の考察*

勝 亦 正 昭**・木 下 修 司***

Microfractographic Studies of Temper Embrittled Steels

Masaaki KATSUMATA and Shushi KINOSHITA

Synopsis:

The testing temperature dependence of the fraction of intergranular fractures was investigated in brittle fracture of temper embrittled low alloy steels after Charpy impact tests. Quantitative measurements of the fraction of intergranular fractures in microscopic brittle fracture, which consists of quasi-cleavage and intergranular fractures excluding ductile fracture in macroscopic brittle fracture, were made using the point count technique applied to electron microfractographs.

It was found that intergranular fracture increases with the increase of fracture temperature and transgranular (quasi-cleavage) decreases with it. Intergranular and transgranular fracture strengths were discussed following Griffith-Orowan equation for brittle fracture accompanying plastic deformation on the fracture surface, and the change in fracture modes would be attributed to the temperature dependence of the plastic energies accompanied by the formation of the fracture surface, since the plastic energies would be dominant in the effective surface energies accompanied by the brittle fracture surfaces. The variation of the fraction of intergranular fracture as a function of phosphorus and molybdenum contents, and the intergranular fracture in temper embrittled ferritic-pearlitic steel were also investigated.

1. 緒 言

鋼の高温焼もどし脆性に関しては、古くからよく知られており、これまでに数多くの研究がなされてきた¹⁾。その結果、焼もどし脆性に関する現象論的事実はよく知られているが、その機構についての定説はみられないのが現状である。最近、オージェ電子分光を利用して、粒界破面の深さ方向への元素分析を行ない、焼もどし脆化処理による元素の粒界偏析の様子が半定量的に測定されるようになり²⁾、焼もどし脆性の研究の進展がみられている。

焼もどし脆性の特徴の一つに、脆化した材料の衝撃破面は粒界破壊を示すという事実がある。このことは古くから知られており³⁾、焼もどし脆性の研究では破面観察がよく行なわれている。McLEAN と NORTHCOTT⁴⁾は、焼もどし脆化材の粒界破面は、粒界腐食液により腐食された旧オーステナイト粒界に対応していると報告してい

る。また、同一材料で、焼もどし脆化した場合としない場合の脆性破面の比較は、ENTWISLE と SMITH⁵⁾により、Ni-Cr 鋼を -180°C で脆性破壊させた試料で、初めて行なわれ、前者では粒界破壊、後者では劈開破壊であつた。焼もどし脆化した鋼の破面観察に電子顕微鏡を利用したのは、NUTTING と COSSLETT⁶⁾で、粒界破面上に丸い析出物を観察した。この析出物は、HILL と MARTIN⁷⁾により、炭化物であることが確認された。さらに彼らは、破壊は炭化物とフェライトの界面に沿っていると報告している。また、OROWAN²⁸⁾は、焼もどし脆性が粒界破壊をとまなうことから、焼もどし脆性は粒界強度の低下により起こることを指摘しており、また、粒界破壊の有無で、鋼が焼もどし脆化しているかどうかの基準になると述べている。

著者らも、焼もどし脆性をより深く理解するため、焼もどし脆化した鋼の破面観察を行ない、脆性破面中に観察される粒界破面率の測定などを行なつたところ、2, 3

* 昭和 48 年 10 月本会講演大会にて一部発表 昭和 49 年 10 月 3 日受付 (Received Oct. 3, 1974)

** (株)神戸製鋼所中央研究所 (Central Research Laboratory, Kobe Steel, Ltd., Wakinohama-cho, Fukiai-ku, Kobe, 651)

*** (株)神戸製鋼所中央研究所 工博 (Kobe Steel, Ltd.)

Table 1. Chemical composition of steels (wt%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Al	Grain size ASTM No
A	0.43	0.31	1.64	0.024	0.014	—	—	0.033	8.5
B	0.40	0.33	1.53	0.007	0.013	1.00	0.007	0.039	8.5
C	0.40	0.31	1.50	0.013	0.014	1.00	0.003	0.043	8.5
D	0.39	0.35	1.56	0.023	0.014	1.06	0.003	0.050	8.5
E	0.40	0.36	1.45	0.023	0.014	0.97	0.191	0.035	8.5
F	0.40	0.32	1.53	0.023	0.014	1.00	0.327	0.044	9
G	0.21	0.39	1.61	0.030	0.008	1.01	0.003	0.034	10
H	0.23	0.29	1.43	0.022	0.014	1.00	0.006	0.035	7
I	0.39	0.32	1.54	0.023	0.014	1.02	0.262	0.034	8.5

Table 2. Heat treatment of steels used.

Steel	Heat treatment
A	900°C×3hrAC → 850°C×2hrWQ → 650°C×2hrWQ → 500°C×2hr and 20hrWQ
B, C, D, E, F, H, I,	950°C×2hrAC → 900°C×1.5hrWQ → 650°C×1.5hrWQ → 525°C×5hrWQ
G	875°C×2hrAC → 875°C×2hrFC → 650°C×2hrWQ → 475°C~600°C×5hr and 20hrWQ

の興味ある結果が得られたので、ここにそれを報告する。

2. 実験方法

2.1 供試材

供試材は Table 1 に示す Mn 鋼および Mn-Cr 鋼で、100 kVA 高周波誘導炉により大気中で溶製し、90 kg 鋼塊としたのち、熱間鍛造により 15 mm 厚の板とした。続いて、Table 2 に示す熱処理をあたえた。各鋼のオーステナイト粒度 (鋼 G はフェライト粒度) を Table 1 中に示した。

2.2 実験方法

熱処理後の試料は、2 mm V ノッチのシャルピー衝撃試験片に機械加工し、種々の温度で衝撃試験を行ない、延性-脆性遷移曲線 (以下遷移曲線と記す) を求めた。延性-脆性遷移温度 (以下遷移温度と記す) は、脆性破壊が観察される最高温度とした。衝撃試験後、透過型電子顕微鏡 (二段レプリカ法で観察) または走査型電子顕微鏡により、破面観察を行なった。衝撃破面は、肉眼あるいは低倍率の光学顕微鏡により、延性破面と脆性破面の二つの巨視的破面に分類される。電子顕微鏡では、この巨視的脆性破面を観察した。粒界破面率の測定はつぎのように行なった。通常、焼もどし脆化した鋼の巨視的脆性破面を電子顕微鏡で観察すると、Photo. 1 に示すようにディンプルからなる延性粒内破面 (以下延性破面と記す、Photo. 1 中の A)、擬劈開破面 (Photo. 1 中の B)、脆性粒界破面 (以下粒界破面と記す、Photo. 1 中の C) の 3 種類の微視的破面が観察されるので、それぞれの破



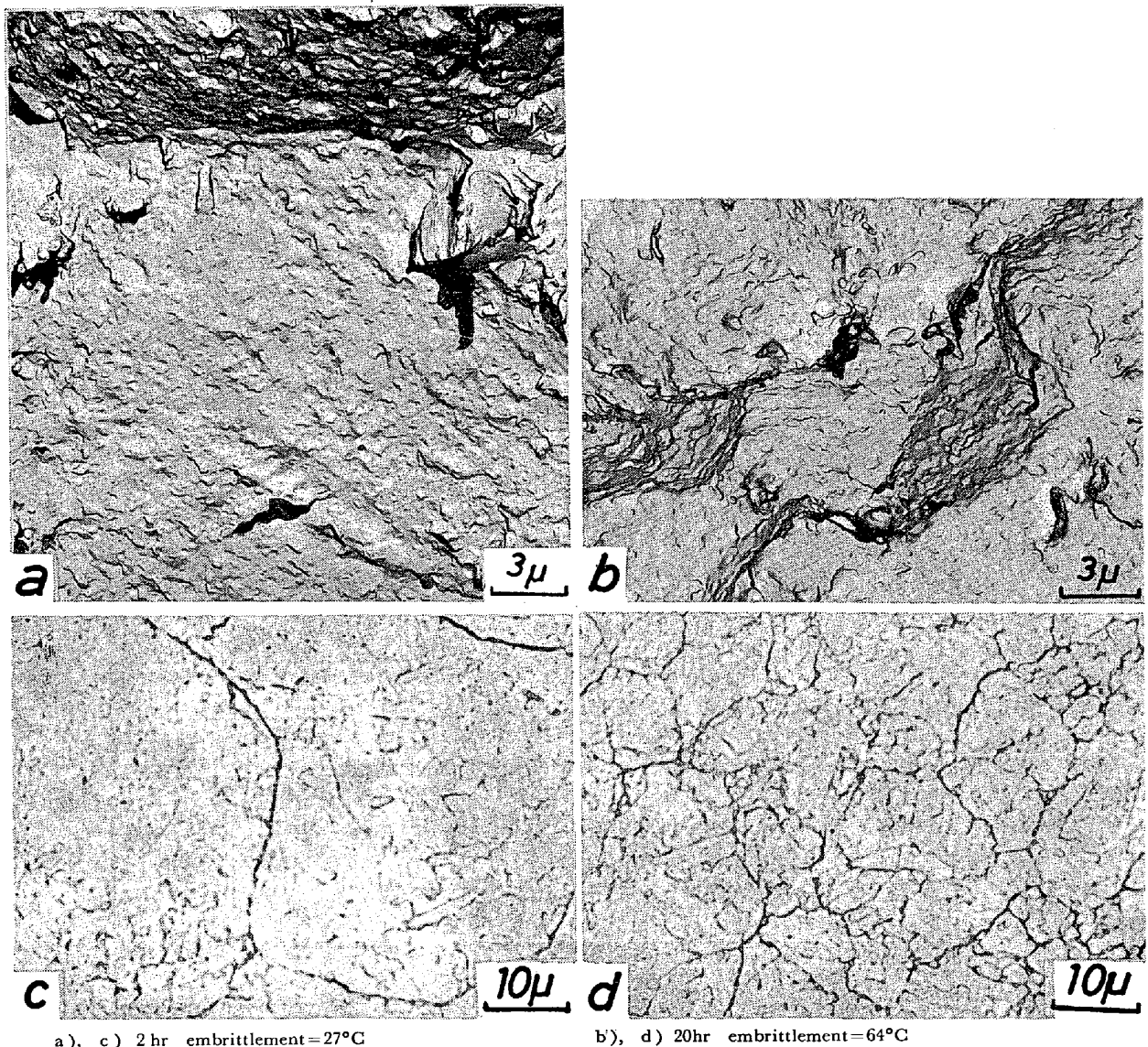
Photo. 1. Typical electron microfractograph of macroscopic brittle fracture surface of temper embrittled steel after Charpy impact test, A : Ductile, B : Quasi-cleavage and C : Intergranular.

面の占める巨視的脆性破面に対する面積率を、任意の場所にて観察した電子顕微鏡写真上にグリッドを置き、点算法により測定し、これらの値から粒界破面率を求めた。

3. 実験結果および考察

3.1 焼もどし脆性の進行にともなう粒界破面のファセットの大きさの変化

一般に焼もどし脆化処理時間が長くなるほど、遷移曲線は高温側に移動し、これに対応して、脆性破面中に観察される粒界破面の割合は増大することが知られている⁸⁾。また、WOODFINE⁹⁾は焼もどし脆化処理時間が長く



a), c) 2 hr embrittlement=27°C

b), d) 20hr embrittlement=64°C

Photo. 2. Change of sizes of intergranular fracture facet (a, b) and grain boundary network (c, d) with embrittling time at 500°C for 2 hr in a) and c) and 20hr in b) and d) in steel A.

なり、脆化が進行すると、表面活性剤を含むピクリン酸水溶液により結晶粒界が腐食されやすくなり、旧オーステナイト粒界のみならず、フェライト粒界も腐食されるようになる」と報告している。

Photo. 2 は、鋼 A を 500°C で 2 hr および 20 hr 脆化処理した試料の粒界破面と結晶粒界の腐食状況の一例である。脆化処理時間が長くなると、粒界破面のファセットの大きさおよび腐食により形成された粒界ネットワークの大きさは、小さくなることがわかる。これらは、脆化処理時間の短い場合は旧オーステナイト粒界に対応し、脆化処理時間の長い場合は旧オーステナイト粒内のフェライト粒界に対応すると考えられる。Photo. 2 から、焼もどし脆性は、まず旧オーステナイト粒界に沿つ

て優先的に起こるが、脆化が進行すると、旧オーステナイト粒内のフェライト粒界も脆化すると考えられる。RESTAINO と McMAHON⁹⁾ は、まず旧オーステナイト粒界が脆化する原因は、不純物元素がオーステナイト状態で粒界に偏析し、焼入れ後もこの状態が保たれているためとしている。しかし、最近の Sb を含む鋼の粒界破面の元素分析結果によると、焼入れ状態で、Sb および Mn, Ni, Cr などのオーステナイト粒界への偏析はみとめられないとされているので¹⁰⁾¹¹⁾、P も Sb と同じ挙動をすると仮定すれば、旧オーステナイト粒界が、まず脆化する原因は、フェライト状態における旧オーステナイト粒界とフェライト粒界の違い、たとえば、両者の粒界構造の相違¹²⁾や粒界エネルギーの相違や炭化物の析出

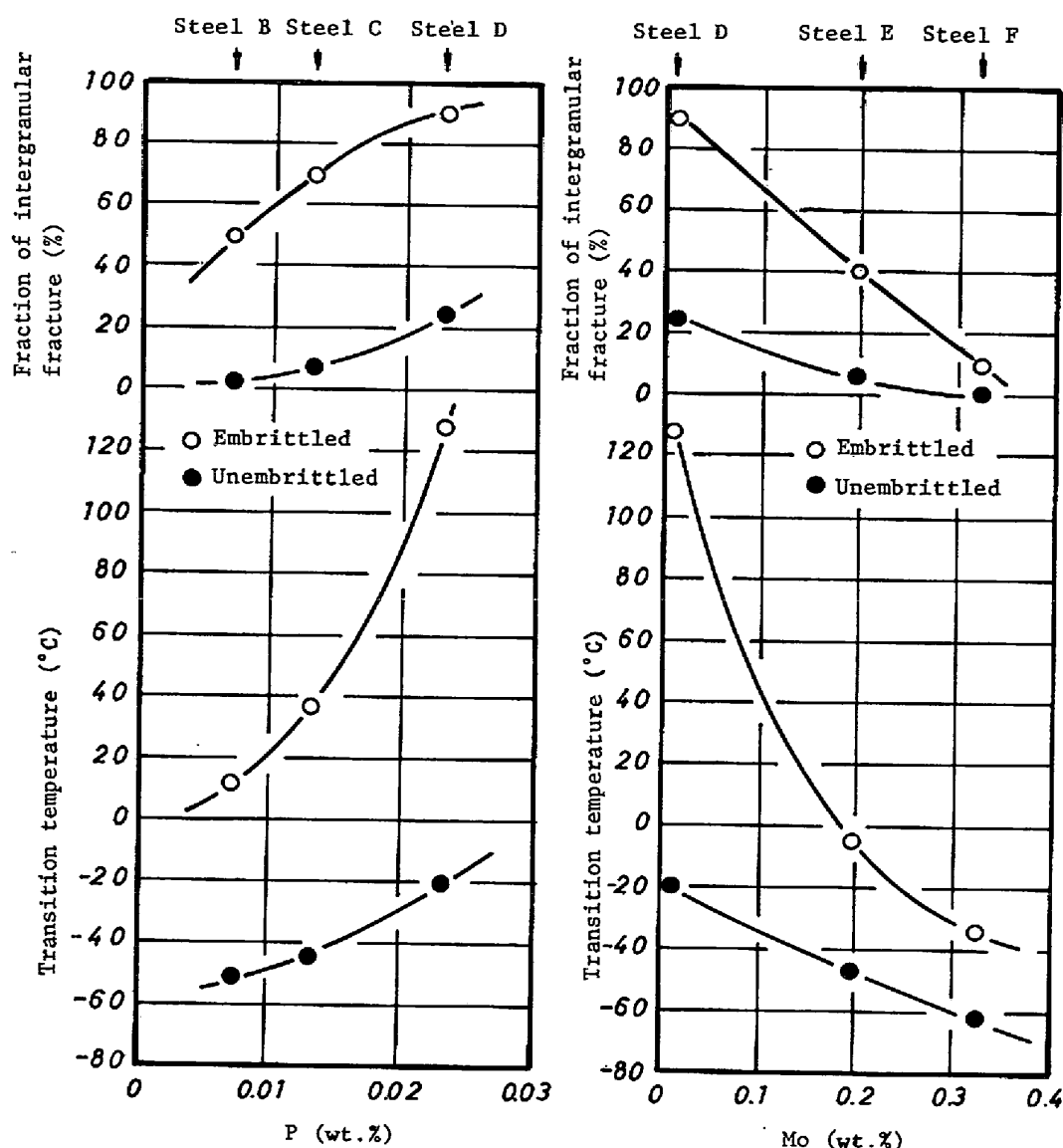


Fig. 1. Variation of ductile-brittle transition temperature and fraction of intergranular fracture as a function of phosphorus (left) and molybdenum (right) contents.

状態の相違などを考える必要があると思われる。

3.2 粒界破面率におよぼす P 量および Mo 量の影響

P は焼もどし脆性を促進し、Mo は焼もどし脆性を抑制することが知られている。Fig. 1 は、0.4% C-1.5% Mn-1% Cr を基本組成とする鋼に P および Mo を添加した鋼 B～F の脆化処理前後の遷移温度と巨視的脆性破面中の粒界破面率を示したものである。後述するように、粒界破面率は、一つの遷移曲線上でも温度により変化するので、ここでは、粒界破面率の変化が少なくなる衝撃エネルギーの下がりきった、遷移曲線の低温側で観察した。P 量の増加により、遷移温度は、焼もどし脆化処理前、後ともに上昇するが、上昇量は脆化処理材のほうが大きい。これに対応して粒界破面率も増加している。Mo の場合は、これと逆に Mo 量の増加により、

遷移温度、粒界破面率はそれぞれ下降、減少している。

しかし、P 量および Mo 量の増加にともなう、遷移温度の上昇および下降と粒界破面率の増加および減少の傾向は、脆化処理前の材料ではよく一致しているが、脆化処理材においては、遷移温度は急激に増加（鋼 C→鋼 D、鋼 E→鋼 D）しても、粒界破面率にはそれほど大きな増加はみられない。すなわち、P 量の増加や Mo 量の減少により脆化量が増すと、粒界破面率は次第に飽和し、100% に近づくが、遷移温度は上昇を続けるため、両者の曲線の形は異なってくる。

また、Mo を 0.327% 含む鋼 F 以外は、脆化処理を行なっていない焼もどし状態においても粒界破面が観察されている。とくに、P を 0.023% 含む鋼 D では約 25% もの粒界破面が現われている。このことは、本研究に

Table 3. Comparison of ductile-brittle transition temperature, fraction of intergranular fracture and embrittlement of martensitic steel with those of ferritic-pearlitic steel.

Steel	Structure	Embrittling time at 525°C (hr)	Unembrittled		Embrittled		Embrittlement	
			vTr ^{*)} (°C)	I. G. F. ^{**)} (%)	vTr ^{*)} (°C)	I. G. F. ^{**)} (%)	Δ vTr ^{***)} (°C)	Δ I. G. F. ^{****)} (%)
H	Martensitic	5	-21	15	98	85	119	70
G	Ferritic-pearlitic	5	35	0	78	30	43	30
		20	35	0	95	50	60	50

*) Ductile-brittle transition temperature.

**) Fraction of intergranular fracture.

***) Difference of vTr between embrittled and unembrittled.

****) Difference of intergranular fracture (I. G. F.) between embrittled and unembrittled.

用いた Mn-Cr 鋼では、650°C×1.5 hr WQ の焼もどし処理においても焼もどし脆性が起こっていることを示していると思われる。

3.3 フェライト-パーライト組織をもつ鋼の焼もどし脆性とその破面

フェライト-パーライト組織の鋼を 500°C 付近に保持すると焼もどし脆性の類似の現象が起こることが知られている⁸⁾。また、その脆化量は、同じ条件で脆化处理した焼もどしマルテンサイト組織の場合よりも少ないといわれている⁸⁾。鋼 G を用い脆化の活性化エネルギーを測定したところ、56 700 cal/mol となり、焼もどしマルテンサイト組織の鋼の脆化の活性化エネルギーとしてこれまでに知られている 50 000 cal/mol 前後の値¹³⁾や著者らが類似の鋼種で求めた 51 200 cal/mol¹⁴⁾とだいたい一致しており、フェライト-パーライト組織の 500°C 付近での脆化は、焼もどし脆性と同一の現象と考えられる。

フェライト-パーライト組織の鋼を 500°C 付近に加熱した場合の衝撃脆性破面中にも、焼もどしマルテンサイト組織の鋼の焼もどし脆化材にみられたように粒界破面が観察された。鋼 G で観察したその一例を Photo. 3 に示す。Table 3 は、比較的類似の組成をもっている焼もどしマルテンサイト組織の鋼 H とフェライト-パーライト組織の鋼 G の脆化处理前と 525°C で脆化处理後の遷移温度と遷移曲線の低温域で観察した粒界破面率の関係を示したものである。焼もどしマルテンサイト組織の鋼は前述したように脆化处理前にすでに約 15% の粒界破壊がみられ、525°C×5 hr の脆化处理後は脆性破面中の約 85% が粒界破壊となっており、脆化处理により約 70% 粒界破壊が増加したことになる。いつぼう、フェライト-パーライト組織の鋼においては、脆化处理前には粒界破壊はみられず、525°C×5 hr の脆化处理では、脆性破面中の約 30% しか粒界破壊は認められていない。

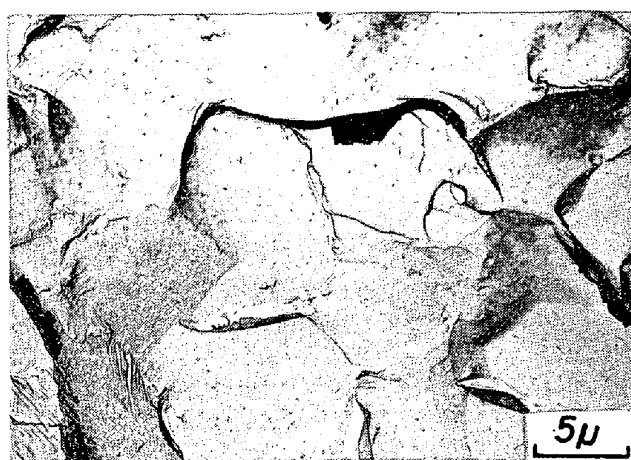


Photo. 3. Electron microfractograph of ferritic-pearlitic structure of steel G embrittled for 20hr at 525°C.

また、脆化处理時間を 20 hr にのばすと脆化材の遷移温度は 95°C となり、焼もどしマルテンサイト組織の鋼の脆化材のそれにほぼ等しくなるが、粒界破面率はまだ 50% である。この結果から、焼もどしマルテンサイト組織にくらべフェライト-パーライト組織の鋼の脆化量が小さいことは、粒界破面率が少ないことと比較的よく一致していることがわかる。しかしながら、両組織の供試材が異なるので、この結果は必ずしも組織の差だけであるとはいいきれない。

Table 3 中のフェライト-パーライト組織の鋼を、525°C で 5 hr および 20 hr 脆化处理した場合の遷移温度の上昇量 43°C および 60°C に近い脆化量を示す焼もどしマルテンサイト組織の鋼を Fig. 1 からさがすと鋼 E と鋼 B が得られる。両鋼の脆化处理による粒界破面率の増加は、鋼 E で約 35%、鋼 B で約 45% であり、脆化量がほぼ等しいフェライト-パーライト組織の鋼で観察された粒界破面率の増加とかなりよく一致している。測定例は二つで少ないが、本研究範囲の鋼種、脆化处理条件では、遷移温度の上昇量が等しいと、焼もどしマルテン

Table 4. Ductile-brittle transition temperature before and after embrittling treatment and embrittlement of steels B, C and I.

Steel	Transition temperature(°C)		Embrittlement (°C)
	Unembrittled	Embrittled	
B	-51	12	63
C	-44	37	81
I	-53	-21	32

サイト組織とフェライト-パーライト組織で脆化处理による粒界破面率の増加はほぼ等しくなると考えられる。

3.4 衝撃試験温度と粒界破面率の関係

焼もどし脆化した鋼の脆性破面中に観察される粒界破面は、遷移曲線の低温側よりも肩の付近で多くみられるので、粒界破面率の温度依存性を定量的に測定した。供試材は鋼 B, C, I である。各供試材の脆化处理前および 525°C×5 hr 脆化处理後の遷移温度および脆化量を Table 4 に示す。各鋼とも脆化处理前の脆性破面中には、ほとんど粒界破面は観察されなかつた。Photo. 1 に示したように焼もどし脆化材の衝撃破面の巨視的脆性破面中には、3 種類の微視的破面（延性破面、擬劈開破面、粒界破面）がみられるので、各供試材について、衝

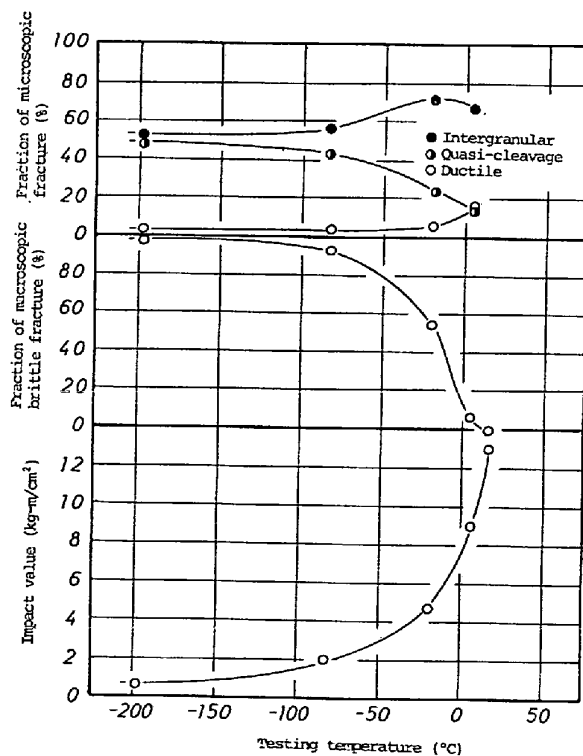


Fig. 2. Fraction of intergranular, quasi-cleavage and ductile fracture in macroscopic brittle fracture of steel B embrittled for 5hr at 525°C as a function of testing temperature.

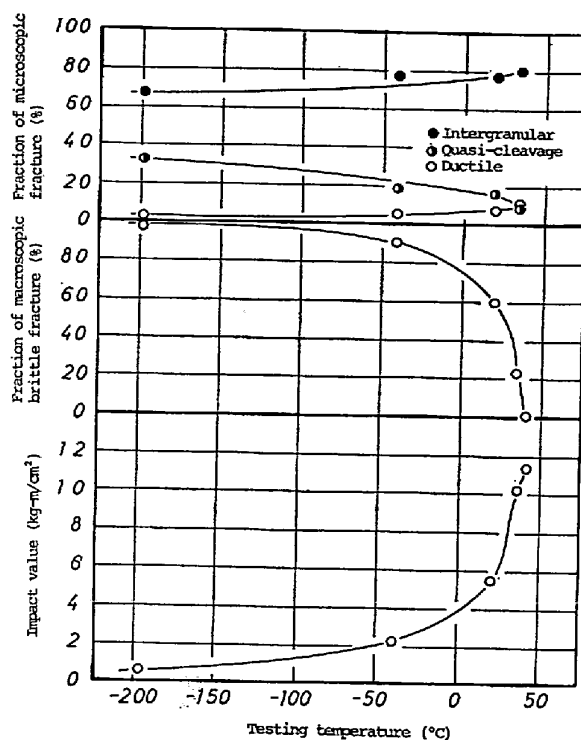


Fig. 3. Fraction of intergranular, quasi-cleavage and ductile fracture in macroscopic brittle fracture of steel C embrittled for 5hr at 525°C as a function of testing temperature.

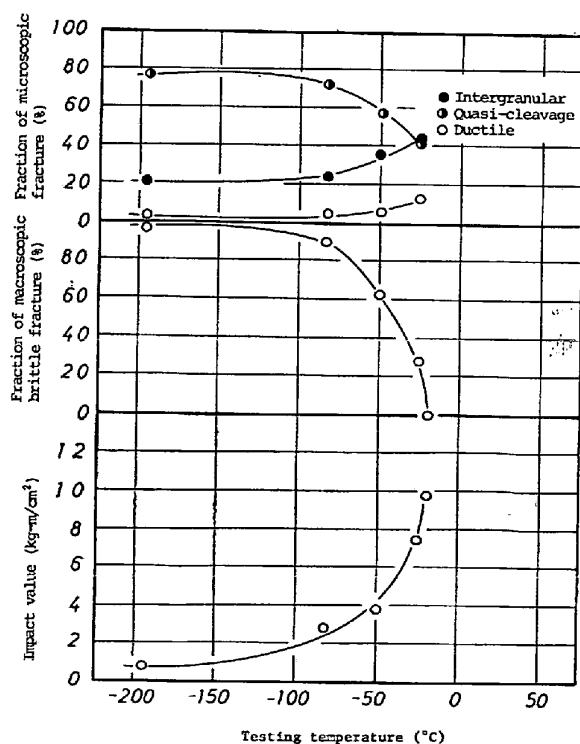


Fig. 4. Fraction of intergranular, quasi-cleavage and ductile fracture in macroscopic brittle fracture of steel I embrittled for 5hr at 525°C as a function of testing temperature.

撃試験温度と 3 種類の微視的破面の割合の関係を測定した。その結果を、衝撃値ならびに巨視的脆性破面率とともに示したのが Fig. 2~4 である。各供試材とも衝撃試験温度が低下すると、巨視的脆性破面中の延性破面、粒界破面の割合は減少し、擬劈開破面の割合は増加することがわかる。脆性破壊が粒内を伝播する割合と粒界を伝播する割合を明瞭にするために、巨視的脆性破面中の延性破面を除いた、擬劈開破面と粒界破面（以下微視的脆性破面と記す）中に占める粒界破面の割合（以下これを粒界破面率と記す）を衝撃試験温度に関して示したのが Fig. 5 である。これらの結果から、Table 4 に示した脆化量の少ない鋼ほど遷移曲線の低温域における粒界

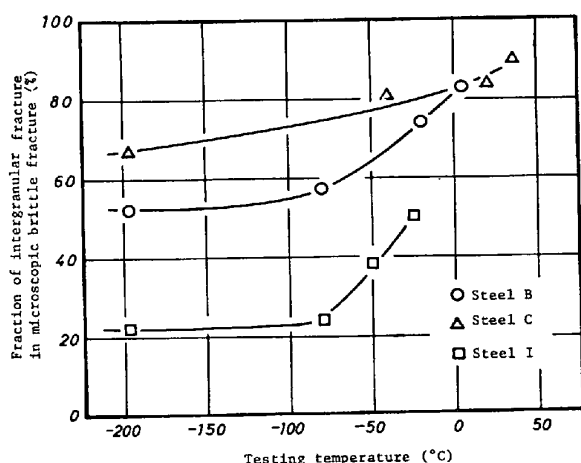


Fig. 5. Effect of testing temperature on fraction of intergranular fracture in microscopic brittle fracture of Steels B, C and I embrittled for 5hr at 525°C.

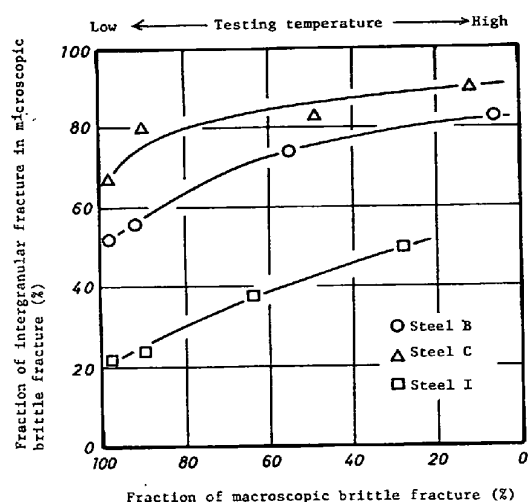


Fig. 6. Relation between fraction of intergranular fracture in microscopic brittle fracture and fraction of macroscopic brittle fracture of Steels B, C and I embrittled for 5hr at 525°C.

破面率が小さいので、衝撃試験温度上昇による粒界破面率の増加が顕著になる。脆化量の多い鋼 C では、遷移曲線の低温域における粒界破面率が 70% と多く、衝撃試験温度による粒界破面率の変化はあまりいちじるしくない。また、粒界破面率の変化は、衝撃値や巨視的脆性破面率の変化がいちじるしい遷移温度域で大きく、これらの変化が少ない遷移曲線の低温域では小さいことがわかる。そこで、遷移温度域における粒界破面率の変化を、各供試材について同一尺度で比較するために、粒界破面率の変化を巨視的脆性破面率に対して整理した。その結果を Fig. 6 に示す。この図から、粒界破面率は巨視的脆性破面率が減少すると増大し、しだいにある値に飽和する傾向がみられる。また、脆化量が多い供試材ほど粒界破面率は大きくなるが、巨視的脆性破面に対する変化は小さくなる。それゆえ、脆化量がさらに増すと、粒界破面率は巨視的脆性破面が観察される全温度域にわたって、ほぼ 100% となることが予想される。

同様の結果は、フェライト-パーライト組織をもつ鋼においても観察された。Fig. 7 は、鋼 G を 475°C と 600°C の間で 20 hr 脆化处理した場合、巨視的脆性破面中の粒界破面率を、遷移曲線上の衝撃エネルギーが低下し始め、約半分に低下、低下しきつたところの 3 温度で測定した結果である。この場合も焼もどしマルテンサイト

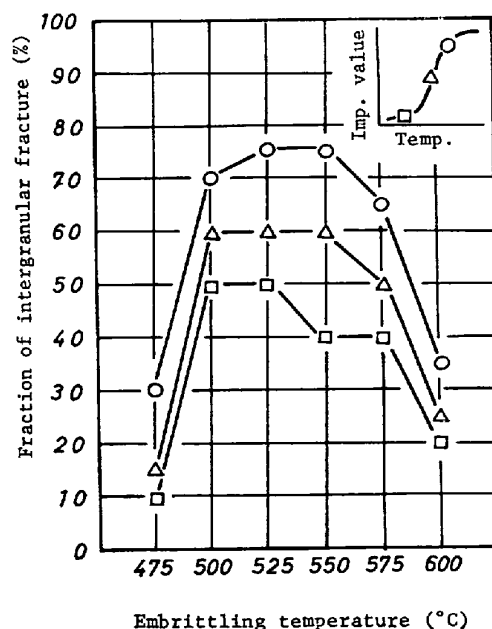


Fig. 7. Variation of fraction of intergranular fracture with embrittling temperature in ferritic-pearlitic structure of steel G embrittled for 20hr, impact tested at various temperatures on transition curve given by a schematic diagram.

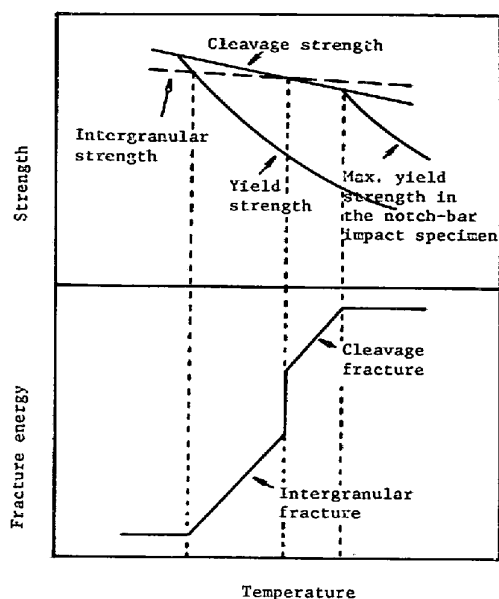


Fig. 8. Diagrammatic derivation of ductile-brittle transition curve¹⁵⁾.

鋼と同様に試験温度が上昇すると、粒界破面率が増加し、その傾向は、すべての脆化処理温度で認められる。

試験温度が上昇すると、巨視的脆性破面中の粒界破面率が増加する原因は、粒界破壊強さと擬劈開破壊（粒内破壊）強さの温度依存性が異なるため、高温側では、粒界破壊強さが粒内破壊強さより低くなり、低温側では、この逆になるためであろうと考えられる。

衝撃試験温度と破壊の経路に関する理論的考察としては、SAGE¹⁵⁾によるものがある。彼は、破壊強さに関するLUDWIKの考えを発展させ、Fig. 8に示すような温度と降伏強さ、劈開破壊強さ、粒界破壊強さの関係を提案している。これによると、破壊強さの温度依存性は負で、粒内破壊（劈開破壊）強さの温度依存性が粒界破壊強さの温度依存性よりも大きいので、高温側で粒内破壊が優先し、低温側で粒界破壊が優先することになり、本実験結果と矛盾する。

一般に材料の脆性破壊強さは、GRIFFITH-OROWANの式¹⁶⁾¹⁷⁾により、

$$\sigma_f = \sqrt{\frac{2E(\gamma_s + \gamma_p)}{\pi C}} \dots \dots \dots (1)$$

で表わされる。ここで、 σ_f は脆性破壊応力、 E はヤング率、 C は半クラック長さ、 γ_s は新しい塑性変形をともしなわれない破面を作るに必要な単位面積あたりのエネルギー、 γ_p は破壊にともなう塑性変形に費された単位面積あたりのエネルギーを示す。粒内破壊の場合、 γ_s は固体の表面エネルギー γ となるが、粒界破壊の場合には $\gamma_s = \gamma - \gamma_{gb}/2$ であたえられる¹⁸⁾。ここで、 γ_{gb} は粒界エネルギーである。

焼もどし脆化処理による遷移温度の上昇は、不純物元素の粒界偏析による粒界破壊強さの低下によると考えられている。粒界に元素の偏析が起こると、 γ_s の低下することが知られている¹⁸⁾¹⁹⁾。それゆえ、従来焼もどし脆化処理による粒界脆化は、 γ_s の低下によると説明されていた¹⁸⁾。しかし、最近 FINE と MARCUS²⁰⁾が報告しているように、不純物元素の偏析による γ_s の低下があまり大きくないことや、 γ_s が 10^3 erg/cm^2 のオーダーであるのにくらべ γ_p は 10^6 erg/cm^2 のオーダーと非常に大きい²¹⁾ことから、焼もどし脆性による粒界破壊の出現は、不純物元素の偏析による γ_p の低下が支配的であると考えられる。

焼もどし脆化処理による γ_p の低下は、GLIKMAN²²⁾により脆性破面のX線回折により測定された。すなわち、脆化処理前後で材料の降伏強さが変わらないので、 γ_p の変化は単位面積の脆性破面中に存在する塑性変形の量的変化と直接関係すると考え、脆性破面中に存在する塑性変形量をX線回折線の広がりから測定し、脆化処理前の試料の塑性変形量が、脆化処理後の試料のそれよりも大きいことを示した。著者らも鋼Dを -196°C で衝撃破壊させた試料で同様の実験を行なった。Fig. 9はその結果である。破面に垂直方向の塑性変形量の変化を、破面と入射X線のなす角度を変えると、X線の侵入深さが変わることを利用して求めた²³⁾。X線回折線の広がりには、入射X線と破面のなす角度を固定し、検出器を走査させ、(110)回折線を取り、半価幅により求めた。入射X線と破面のなす角度は 25° 、 35° 、 40° 、 45° とした。また、X線は破面の中央部に照射し、ノッチや破面周囲にわずかに存在するシェア・リップにはあたらないように注意をはらった。本供試材を電子顕微鏡により破

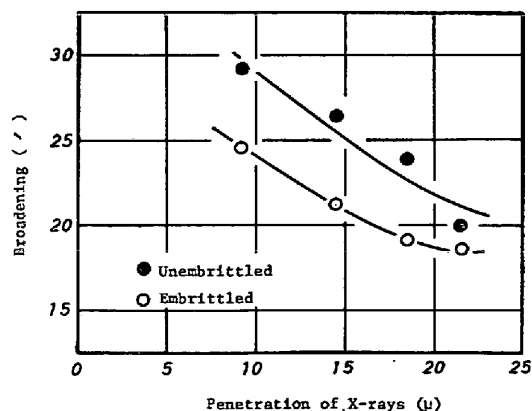


Fig. 9. Plastic deformation at different depths from the brittle fracture surface in Steel D unembrittled and embrittled, determined from the line broadening of (110) irradiated $\text{CoK}\alpha$.

面観察したところ、脆化処理前の試料で 10%、脆化処理後の試料で 80% の粒界破面が観察された。Fig. 9 から、脆化処理前の試料の破面に形成された塑性変形量は、脆化処理後の試料のそれよりも大きいことがわかるが、これは両者の粒界破面率の差によるものと考えられる。

破壊力学によると、 r_p は降伏応力とき裂先端の塑性変形量の積であたえられる²⁴⁾。GLIKMAN は、通常の引張り試験の結果から降伏応力は脆化処理前と後で変化しないと想着て、き裂先端の塑性変形量すなわち破面に形成された塑性変形量だけ考察しているが、破壊の経路が粒内から粒界に変わるような場合には、巨視的な降伏応力でなく、破壊経路近傍の降伏応力を考える必要がある。最近のオーシェ分析の結果によると、焼もどし脆化処理により、不純物元素が粒界に数パーセント偏析していることが報告されており²⁾、このように不純物元素の富化された粒界近傍の降伏応力と不純物元素の少ない粒内降伏応力とではいちじるしい差があると推察される²⁵⁾。

破壊応力 σ_f の温度依存性は、(1) 式において C は温度に依存しないので、 E , r_s , r_p の温度依存性によると考えられる。しかしながら、すでに述べたように $r_p \gg r_s$ であるため、 r_s の温度依存性は無視してもよいと思われる。また、鋼の E は温度が -196°C から 20°C に変化しても 5% 程度しか減少しないが²⁶⁾、 r_p の温度依存性は、たとえば軟鋼で、温度が -196°C から -78°C に変化すると 30 倍にも増加すると報告されている²⁷⁾とところから、 σ_f の温度依存性は r_p の温度依存性によると考えることができる。すなわち、 σ_f は温度が上昇すると増大すると考えられる²⁴⁾。

Fig. 8 の SAGE の考え方では、破壊強さの温度依存性が負であるとしているが、破壊強さの温度依存性が負になるのは、破壊に塑性変形がともなわないとした場合であり、鋼を衝撃試験したときの遷移温度付近の領域では、かなりの塑性変形をとまなうので、(1) 式の r_p が破壊強さに影響し、破壊強さの温度依存性は正になると考えた方が妥当であろう。

本実験結果より、焼もどし脆化した鋼では、衝撃試験温度が高くなると粒界破面率が増すので、これを粒内破壊強さと粒界破壊強さの温度依存性から考えると、破壊強さの温度依存性は正と考えられるため、粒界破壊強さの温度依存性が、粒内破壊強さの温度依存性よりも小であると推測される。この関係を模式的に示したものが Fig. 10 である。Fig. 10 中には、焼もどし脆化していな

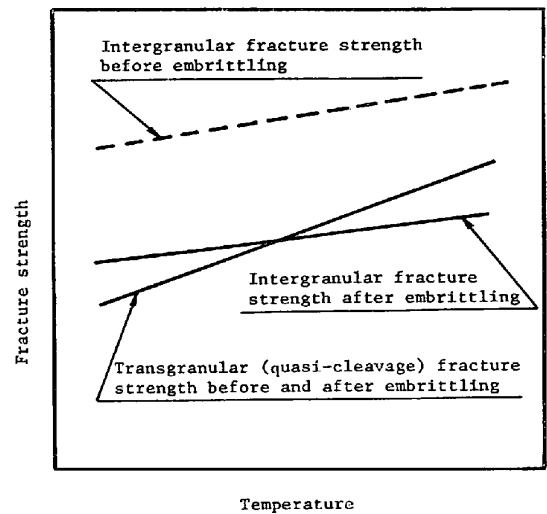


Fig. 10. Schematic diagram of temperature dependence of fracture strength before and after embrittling.

い鋼の粒内破壊強さおよび粒界破壊強さの温度依存性も示してある。粒内破壊強さに関しては、脆化処理をあたえても結晶粒内の性質は、ほとんど変化しないと考えられるので、脆化処理の有無にかかわらず同一曲線で示した。焼もどし脆化していない鋼では、粒界破壊がほとんどみられないので、粒界破壊強さは、粒内破壊強さより全温度域にわたって大となる。粒内破壊と粒界破壊が混在するのは、供試材が多結晶体のため、各結晶粒内、各粒界で破壊強さにばらつきがあることと、粒内と粒界の強度差が小さいためと考えられる。

ここでは焼もどし脆化した鋼の衝撃破面にあらわれた粒界破面率の試験温度依存性を粒界破壊強さと粒内破壊強さの温度依存性の面から考察した。これらのことを直接的に証明することは大変困難なことと思われるが、焼もどし脆性におよぼす合金元素の影響に対してその r_p におよぼす効果の観点から考察を試みることはたいへん興味深いことと思われる。

4. 結 言

焼もどし脆化した低合金鋼の破面観察を行ない、次の結果を得た。

(1) 焼もどし脆化処理時間を長くすることにより脆化を進行させると、粒界破面のファセットの大きさが小さくなることが観察された。これは脆化が進行すると、脆化が旧オーステナイト粒界だけでなく、パケット境界などのフェライト粒界にも起こることによると思われる。

(2) P 量の増加による焼もどし脆性の促進と、Mo 量の増加による焼もどし脆性の抑制に対応し、それぞれ

粒界破面率の増加, 減少が観察された。脆化量が少ないときは, 遷移温度の上昇, 下降と粒界破面率の増減がよく一致するが, 脆化量が多くなると, 遷移温度は大きく変化するが, 粒界破面率は 100% 近くに飽和して変化がみられなくなる。

(3) フェライト-パーライト組織においても焼もどし脆性がみられるが, 同じ脆化处理をあたえたとき, 脆化量は焼もどしマルテンサイト組織の場合より少ない。しかし, 本研究に用いた鋼種, 脆化处理条件の範囲内では, 焼もどしマルテンサイト組織とフェライト-パーライト組織で, 遷移温度の上昇量が等しいと, 粒界破面率の増加もほぼ等しくなる。

(4) 焼もどし脆化した鋼の巨視的脆性破面中の粒界破面率は, 衝撃試験温度が高くなると (巨視的脆性破面が少なくなると), 増加する傾向がみられた。これは温度が高くなると, 粒界破壊強さが, 粒内破壊強さより低くなり, 温度が低くなると, この逆になるためと考えられる。また, 塑性変形をとまなう脆性破壊強さの温度依存性は正と考えられるので, 粒界破壊強さの温度依存性は, 粒内破壊強さのそれより小さいと推測される。

文 献

- 1) たとえば集録として, C. J. McMAHON, Jr.: Temper Embrittlement in Steel, ASTM Special publ., 407 (1967), p. 127, 三村: 鉄と鋼, 57 (1971), p. 2273
- 2) たとえば, R. VISWANATHAN: Met. Trans., 2 (1971), p. 807
- 3) たとえば, H. P. PHILPOT: Proc. Inst. Auto. Eng., 11 (1916-17), p. 347
- 4) D. McLEAN and L. NORTHOTT: JISI, 158 (1948), p. 169
- 5) A. R. ENTWISLE and G. C. SMITH: Trans. ASM, 185 (1949), p. 880
- 6) J. NUTTING and V. E. COSSLETT: Metallurgical Applications of the Electron Microscope, (1950), p. 57 [Institute of Metals]
- 7) R. G. C. HILL and J. W. MARTIN: Met. Treat. Drop. Forg., 29 (1962), p. 301
- 8) B. C. WOODFINE: JISI, 173 (1953), p. 240
- 9) P. A. RESTAINO and C. J. McMAHON, Jr.: Trans. ASM, 60 (1967), p. 699
- 10) M. GUTTMANN et al.: Met. Trans., 5 (1974), p. 167
- 11) C. L. SMITH and J. R. LOW, Jr.: ibid., 5 (1974), p. 279
- 12) P. R. KRAHE and M. GUTTMANN: Metallography, 7 (1974), p. 5
- 13) たとえば, L. D. JAFFE and D. C. BUFFUM: Trans. ASM, 42 (1950), p. 604
- 14) 木下ほか: 日本金属学会講演概要, 昭和 45 年度春期 (第66回・東京) 大会, (1970), p. 129
- 15) A. M. SAGE: JISI, 174 (1953), p. 362
- 16) A. A. GRIFFITH: Phil. Trans. Roy. Soc., 221 (1920) Ser. A, p. 163
- 17) E. OROWAN: Welding J., 34 (1955), p. 157 S
- 18) D. McLEAN: Grain Boundary in Metals, (1957) [Oxford University Press]
- 19) E. D. HONDROS: Proc. Roy. Soc., 286 (1965) Ser. A, p. 479
- 20) M. E. FINE and H. L. MARCUS: Met. Trans., 2 (1971), p. 1473
- 21) E. OROWAN: Fatigue and Fracture of Metals, (1952), p. 139 [John Wiley and Sons]
- 22) YE. E. GLIKMAN: Fizika Metal., 26 (1968), p. 233
- 23) V. M. FINKEL and P. I. KROTENOK: Fizika Metal., 11 (1961), p. 601
- 24) A. S. TETELMAN and A. J. McEVILY, Jr.: Fracture of Structural Materials., (1967) [John Wiley and Sons]
- 25) W. A. SPITZIG: Met. Trans., 3 (1972), p. 1183
- 26) J. WOOLMAN and R. A. MOTTRAM: The Mechanical and Physical Properties of the British Standard E N Steels, (1964) [Pergamon Press]
- 27) J. F. KNOTT and A. H. COTTRELL: JISI, 201 (1963), p. 249
- 28) E. Orowan: Trans. AIME, 185 (1949) p. 880