

論 文

UDC 669.14.018.29 : 539.56 : 539.375 : 620.18 : 669.782

フェライト・パーライト鋼の脆性破壊挙動におよぼす
Si の影響*

大森 靖也**・川口 喜昭**・山口 洋治***

The Effect of Silicon on the Brittle Fracture of Ferritic-
Pearlitic Steels

Yasuya OHMORI, Yoshiaki KAWAGUCHI, and Yoji YAMAGUCHI

Synopsis:

The effect of silicon on the brittle fracture characteristics of ferritic-pearlitic steels has been investigated by means of both Charpy impact and double cantilever beam tests.

Although the increase of silicon content largely raised the Charpy impact transition temperature at the same pearlite colony size, the brittle fracture propagation-arrest properties determined by the DCB test was not affected by silicon content. Since the Charpy transition temperature was closely related to the temperature for cleavage fracture initiation obtained by the fatigue notched COD test, the brittle fracture initiation properties is expected to be deteriorated by increasing silicon content. Such brittle fracture characteristics were in quite good agreement with the temperature dependence of lower yield stress.

1. 結 言

軟鋼中の Si 含有量を増加すると常温強度が上昇するが、同時に衝撃特性が劣化する¹⁾²⁾。しかし、商用の低合金鋼の Si 含有量は 0.6% を越えることは少なく実用的には靱性劣化も許容できる範囲内であるため重要な強化元素の一つとして広く活用されている。

しかしながら、Si の効果を純粋に固溶という形で結晶粒度の効果を分離して検討した例は、LACY と GEN-SAMER の結晶粒度番号の範囲を限定した実験³⁾ や竹内による単結晶を用いた研究⁴⁾ などの他はあまり多くない。しかも、Si は Fe-3%Si 二元合金において常温の強度を上昇するが低温では逆に固溶軟化を示す事実⁵⁾ も

あつて、これらと脆性破壊挙動の関連も明確でない。

本研究は、このような点に関する情報を得る目的で、実用的なフェライト・パーライト鋼における Si 量と顕微鏡組織、衝撃特性および脆性破壊伝播停止特性の関係を検討したものである。

2. 実 験 方 法

2.1 供試鋼

実験に供した鋼の化学成分を Table 1 に示す。いずれも、200 kg の高周波炉で溶解し、熱間鍛造および熱間圧延によつて 13 mm 厚の鋼板とした。基本成分系は 0.15%C-1.45%Mn の Al キルド鋼で Si 量は鋼 A の 0.05% から鋼 D の 1.05% まで変化している。これら

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

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cu	O	N	Al
A	0.14	0.05	1.42	0.008	0.008	0.011	0.003	0.0068	0.061
B	0.16	0.35	1.43	0.010	0.009	0.011	0.005	0.0084	0.042
C	0.15	0.81	1.46	0.008	0.008	0.013	0.004	0.0068	0.054
D	0.14	1.05	1.46	0.009	0.009	0.012	0.004	0.0067	0.056

* 昭和 53 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 53 年 12 月 18 日受付 (Received Dec. 18, 1978)

** 住友金属工業(株)中央技術研究所 工博 (Central Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd., 1-3 Nishinagasu-hondori Amagasaki 660)

*** 住友金属工業(株)中央技術研究所 (現:和歌山製鉄所) (Central Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd., Now Wakayama Works)

Table 2. Heat treatments.

	Austenitization		Cooling
	Temp. (°C)	Time (min)	
1	1 300	120	Furnace cooling
2	1 200	30	Furnace cooling
3	900	60	Furnace cooling
4	900	60	Air cooling

の鋼板に Table 2 に示す熱処理を施してフェライト結晶粒径およびパーライト・コロニー径を変化させた。

2.2 試験

顕微鏡組織は、2% 硝酸アルコールで腐食し、光学顕微鏡で観察した。フェライト結晶粒径やパーライト・コロニー径はリニアル・アナリシス法によつて平均切片として求めた。なお、パーライト・コロニー径は連続的に撮影した500倍の写真を用いて測定した。炉冷材は層状セメントイトが明確に観察できパーライト・コロニーの判別に問題はないが空冷材は層状セメントイトが識別できないのでパーライト域のコントラストの差でコロニー径を決定した。

機械的性質は、常温から -196°C の温度域における低温引張試験、2mmV 切欠シャルピー衝撃試験および脆性破壊伝播停止特性を明らかにするための DCB (Double Cantilever Beam) 試験⁶⁾によつて検討した。低温引張試験片の形状は Fig. 1 に示すとおりで、引張速度 3mm/min で試験した。DCB 試験片の形状を Fig. 2 に示す。試験片は種々の温度に冷却し、ピン穴を通じて载荷すると脆い溶着金属で脆性破壊が発生し、それがサイドグループ(側溝)に沿つて伝播する。き裂の伝播につれて、その先端の広力拡大係数 (K 値) が低下するので、それが材料の臨界応力拡大係数 (K_{C} 値)

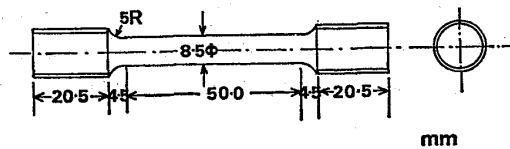


Fig. 1. Dimensions of tensile specimen.

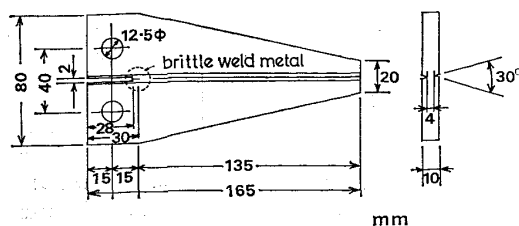


Fig. 2. Dimensions of double cantilever beam test specimen.

より小さくなると脆性破壊の伝播は停止する⁶⁾。このようにして種々の温度における脆性破壊伝播停止に対する K_{C} 値 (K_{Ca} と表示する) を求めた。

3. 実験結果

3.1 顕微鏡組織

熱処理によるフェライト・パーライト組織の変化の一例を Photo. 1 に示す。ここでは 0.05%Si の場合を示したが、Si 量が増加しても組織的には大差なかつた。これよりオーステナイト域からの冷却速度が同一であればオーステナイト化温度が低いほど、また同一のオーステナイト化条件であれば冷却速度が大きいほど、組織が微細になることがわかる。この組織変化を定量的に評価するためにフェライト結晶粒径とパーライト・コロニー径をリニアル・アナリシス法によつて平均切片として決定した。結果を Fig. 3 および Fig. 4 に示す。いずれの結晶粒径も熱処理条件によつて著しく変化するが、Si 量の影響はほとんどないことがわかる。ここで、注意すべき点はフェライト結晶粒径よりパーライト・コロニー

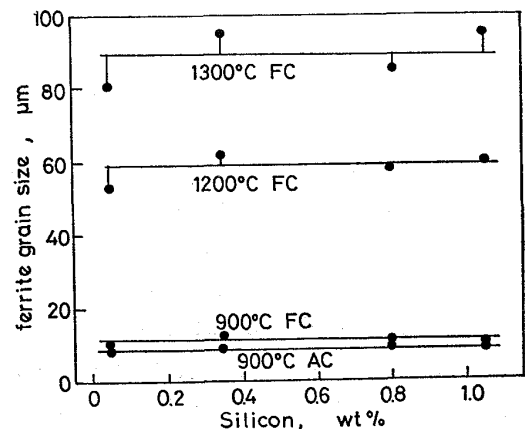


Fig. 3. Effect of the amount of Si on the ferrite grain size (measured by linear intercept method).

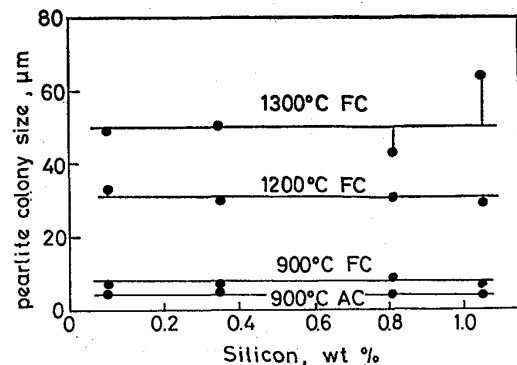


Fig. 4. Effect of the amount of Si on the pearlite colony size (measured by linear intercept method).

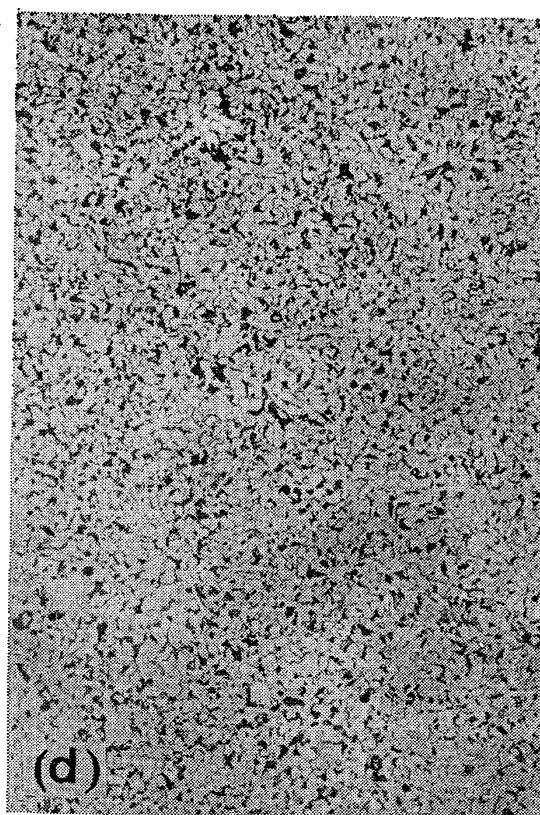
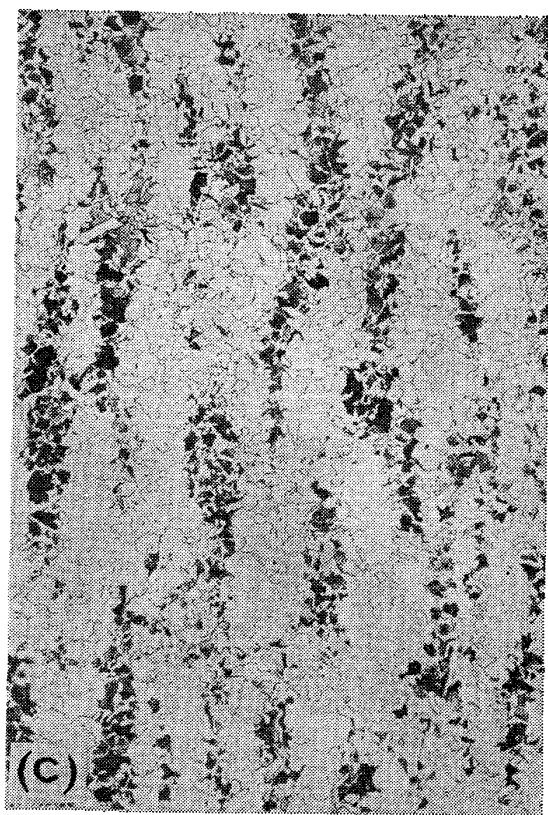
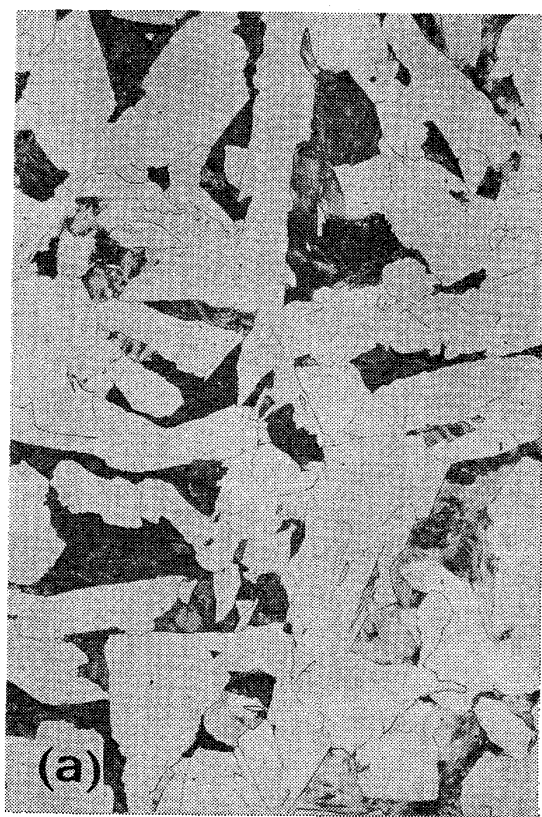


Photo. 1. Optical micrographs of the 0.05% Si steel ($\times 100$)
 (a) $1300^{\circ}\text{C} \times 120 \text{ min F.C.}$, (b) $1200^{\circ}\text{C} \times 30 \text{ min F.C.}$
 (c) $900^{\circ}\text{C} \times 60 \text{ min F.C.}$, (d) $900^{\circ}\text{C} \times 60 \text{ min A.C.}$

径の方がオーステナイト域からの冷却速度の影響を大きく受ける事実である。すなわち、900°Cでオーステナイト化した場合、炉冷材のフェライト結晶粒径は空冷材のその1.3倍であるが、パーライト・コロニー径では約2倍となる。

3.2 機械的性質

下降伏点とフェライト結晶粒径の関係を示す例として0.05% Si 鋼および1.05% Si 鋼の場合を、それぞれ、Fig. 5 および Fig. 6 に示す。下降伏点は、通常、フェライト結晶粒径の平方根の逆数と直線関係を持ち、(1)式で与えられるが、今回の実験もこれとよい一致を示している：

$$\sigma_{ey} = \sigma_0 + k_y d^{-1/2} \dots\dots\dots (1)$$

ここに、 σ_{ey} は下降伏点、 σ_0 は転位の結晶粒内における運動に対する摩擦力、 k_y は定数で、 d はフェライト結晶粒径である。勾配 k_y は、フェライト結晶粒径 (d) を平均切片 (L_f) で表示すると、1.6~1.7 kgf/mm^{3/2}、平均直径で示すと2.0~2.1 kgf/mm^{3/2} となり、Si 量や試験温度で変化しない。この値は従来⁷⁾の結果⁷⁾と良好な一致を示している。Fig. 5 および Fig. 6 の-165°C や-196°Cの粗粒側で、この関係からのずれが観察されるが、この原因は-165°Cでは上降伏点に到達すると直

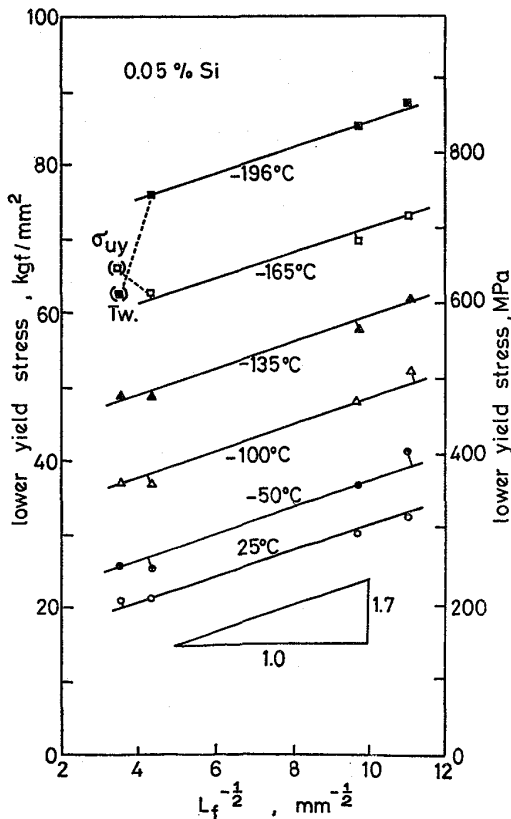


Fig. 5. Relationship between the ferrite grain size and the lower yield stress of the 0.05% Si steel.

ちにへき開破壊し下降伏点が現われなかつたこと、また、-196°Cでは上降伏点にも達しないうちにへき開破壊が発生したことによる。

今、 L_f が 20.4 μm 、すなわち、 $L_f^{-1/2}$ ($\text{mm}^{-1/2}$) が 7.0 の場合の下降伏点を Fig. 5 や Fig. 6 を用いて読みとり、それと Si 量の関係を Fig. 7 に示した。室温

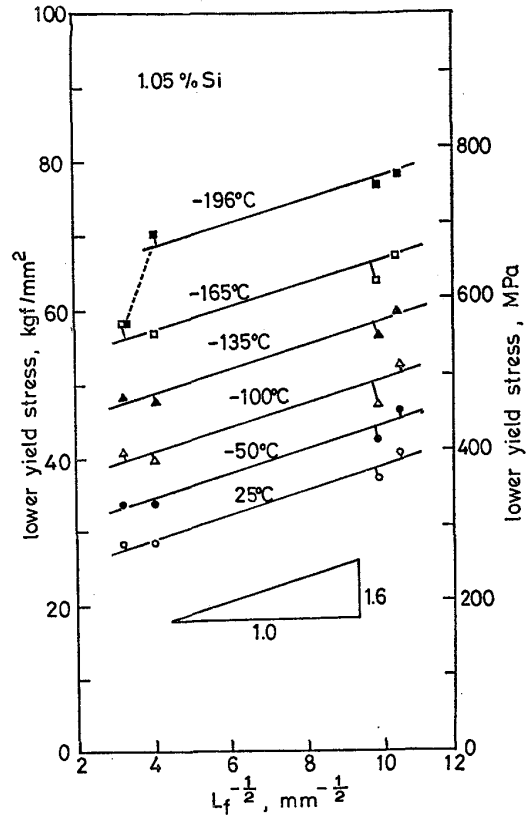


Fig. 6. Relationship between the ferrite grain size and the lower yield stress of the 1.05% Si steel.

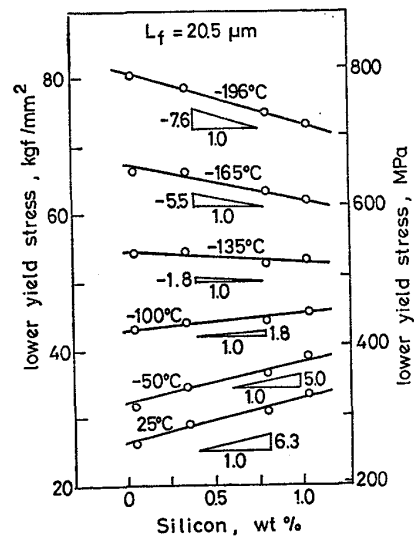


Fig. 7. Effect of the amount of Si on the lower yield stress at various temperatures.

(25°C) では Si 量が 1% 増加すると下降伏点は 6.3 kgf/mm² 上昇し著しい固溶硬化が認められるが、-100°C では 1.8 kgf/mm² と上昇率が減少し、-135°C では逆に Si による固溶軟化が観察される。この固溶軟化は温度低下につれて増大し、-196°C では Si 量 1% 当り 7.6 kgf/mm² にも達する。なお、室温における Si 量 1% の増加にともなう下降伏点の上昇は、従来¹⁾²⁾、7~10 kgf/mm² と報告されており、今回の 6.3 kgf/mm² はやや小さい値となつている。

Fig. 8 はシャルピー試験における 50% 脆性破面遷移温度 (vTs) とフェライト結晶粒の平均切片 (L_f) の平方根の逆数との関係を示す。このように整理したのは、PETCH の理論⁹⁾で遷移温度が(2)式で与えられ、フェライト粒径が狭い範囲で変化するときにはその平方根の逆数と、ほぼ、直線関係になるからである：

$$T_C = K - \beta lnd^{-1/2} \dots \dots \dots (2)$$

ここに、T_C は延性/脆性遷移温度、K および β は定数、d はフェライト結晶粒径である。しかしながら、今回の実験でも Ni と Mn の効果を検討した先の報告⁹⁾と同様に、オーステナイト域からの冷却速度が異ると直線関係からのずれを生じる。すなわち、空冷材は炉冷材の直線関係から予想される値より 30~40°C 低い衝撃遷移温度を示す。そこで、この場合も、前報⁹⁾¹⁰⁾と同様に、パーライト・コロニー割れをミクロな意味での Griffith き裂と考え、パーライト・コロニー平均切片 (L_P) の平方根の逆数で整理した。結果を Fig. 9 に示す。これより、両者の間に極めて良好な直線関係があり、フェライトにおけるへき開き裂の発生にパーライト・コロニー割れが重

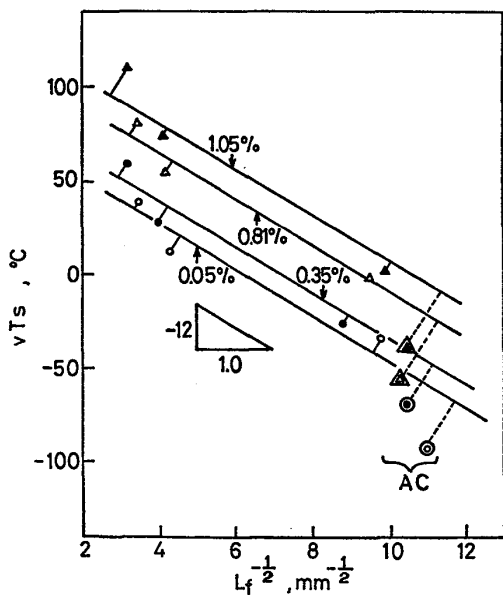


Fig. 8. Relationship between the ferrite grain size and the impact transition temperature.

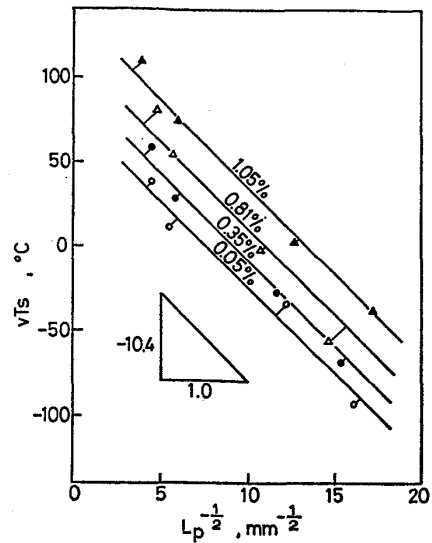


Fig. 9. Relationship between the pearlite colony size and the impact transition temperature.

要な役割を果していることがわかる。また、同じパーライト・コロニー径で比較すると Si 量 1% の増加によつて vTs が 62°C も上昇し、シャルピー試験で判定するかぎり Si は有害であると言える。この値は REES らの結果¹¹⁾に完全に一致する。vTs は、また、組織依存性が大きく、パーライト・コロニー平均切片の平方根の逆数が 1.0 mm^{-1/2} 大きくなると vTs は約 10°C 低下する。

Fig. 10 は、DCB 試験においてき裂先端の応力拡大係数 (K 値) が 200 kgf/mm^{3/2} まで低下したときに脆性破壊が伝播を停止する温度 (T_{Kca=200}(°C)) とパーライト・コロニー径の関係を示す。K_C 値を 200 kgf/mm^{3/2} に選んだ理由は、本実験で用いた鋼種において、比較的塑性変形の影響が小さいこと、および遷移温度の決定に

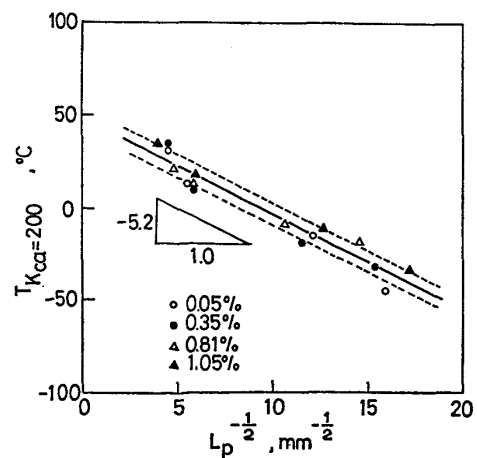


Fig. 10. Relationship between the pearlite colony size and the propagation-arrest temperature for brittle fracture.

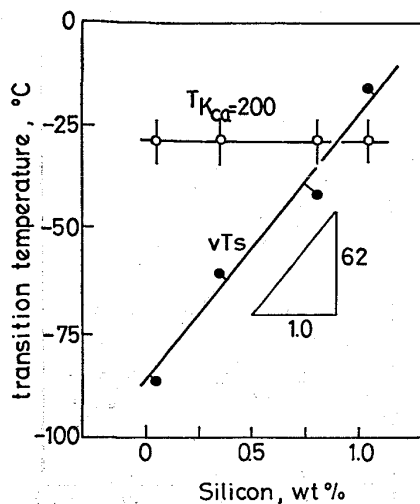


Fig. 11. Effect of the amount of Si on the brittle fracture characteristics.

十分な精度が得られるためである。これより明らかなように、 $T_{K_{ca}=200}$ は $L_p^{-1/2}$ が $1 \text{ mm}^{-1/2}$ 大きくなると約 5°C 低下するのみで、シャルピー試験の vTs と比較して組織依存性がかなり小さくなるのがわかる。また、脆性破壊伝播停止特性におよぼす Si 量の影響は DCB 試験で全く検出できなかった。

Fig. 11 は、 $L_p=4.4 \mu\text{m}$ すなわち $L_p^{-1/2}=15 \text{ mm}^{-1/2}$ と仮定したときの Si 量と vTs および $T_{K_{ca}=200}$ の関係を示すもので、前述の結論を裏づけている。

4. 考 察

同一フェライト結晶粒径で比較した場合、常温の下降伏点は Si 量の増加につれて直線的に上昇する。しかし、試験温度が低下するとしだいに下降伏点の Si 量依存性が減少し、逆に -135°C 以下では固溶軟化が観察された。低温における固溶軟化は BCC 金属ではしばしば観察されるもので、例えば Ta-Re 合金¹²⁾ や Fe-3% Si, Fe-3%Mn, Fe-3%Ni 二元合金⁵⁾ で報告されている。これは溶質原子の存在によつてフェライト粒内のすべり挙動の温度依存性が変化することを示唆している。Si 量の増加につれて低温で固溶軟化する事実は降伏点近傍で転位の移動や増殖が容易になることと対応すると考えられ、Si 量が増加しても必ずしも低温靱性が劣化するとは限らないであろう。

一方、このような塑性変形挙動の温度依存性は近似的に歪速度依存性におきかえられるので、低温での特性はより高い温度域での歪速度の大きい場合のそれに対応する¹³⁾。すなわち、シャルピー試験では機械切欠先端の曲率半径が大きいので動的な試験であるにもかかわらずへき

開破壊発生時の歪速度は小さいと考えられる。したがって、Si 添加による vTs の上昇は低温引張試験における固溶硬化現象と対応するものであろう。しかし、DCB 試験の $T_{K_{ca}=200}$ のように、運動中の脆性き裂が極めて鋭くき裂先端の歪速度が著しく大きい場合の破壊特性は、より低温での引張性質に対応すると予想される。事実、低温における Si による固溶硬化の減少に対応して DCB 試験では Si の効果が検出できなくなる。したがって、さらに小さい K_C 値を基準とした脆性破壊伝播停止温度をとれば、Si 量の増加によつて逆に改善される可能性も予想されるが、今回の実験ではばらつきが大きく結論を出せなかった。

また、シャルピー衝撃試験における vTs は、Fig. 12 のように、疲労切欠の静的 COD 試験における一定の限界開口変位を示す温度、例えば限界 COD 値が 0.2 mm になる温度 $T_{\delta_c=0.2}$ 、と極めて良好な相関がある¹⁴⁾。この原因は上述のようにシャルピー試験片の切欠の曲率半径が疲労切欠のそれに較べて著しく大きいのでミクロ的に似た歪速度が静的 COD 試験のそれに近いことによると考えられる。事実、静的 COD 試験における $T_{\delta_c=0.4}$ や $T_{\delta_c=0.04}$ は大きな組織依存性を示し、 $L_p^{-1/2}$ が $1.0 \text{ mm}^{-1/2}$ 増加すると、それぞれ、 11° および 8°C 低下することが先の実験⁹⁾ で確認されており、今回の vTs の結果である $L_p^{-1/2}$ の $1.0 \text{ mm}^{-1/2}$ あたり 10°C とよい対応を示している。これらの結果から、静的条件下での疲労き裂からの脆性破壊発生特性も vTs と同様に Si 添加によつて著しく劣化すると考えられる。

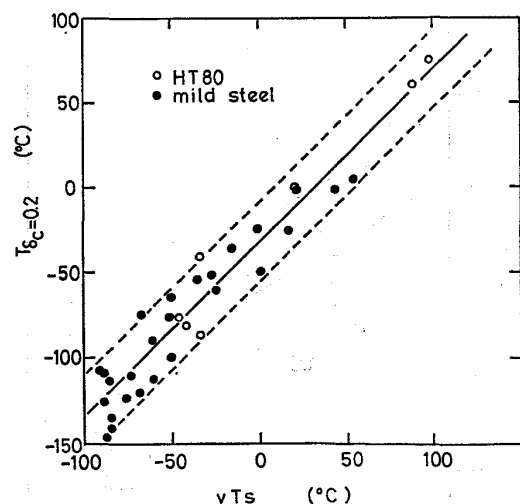


Fig. 12. Relationship between the Charpy impact transition temperature and the brittle fracture initiation temperature by the COD specimen with fatigue notch.

5. 結 論

フェライト・パーライト鋼の組織と強度・靱性におよぼす Si の影響を調査し、次の結論を得た：

(1) Si は 0.05% から 1.05% の範囲内でフェライト結晶粒径やパーライト・コロニー径にほとんど影響せず、組織の粗さは主として熱処理によつてきまる。

(2) 同一フェライト結晶粒径で比較すると、常温では Si による大きな固溶硬化が認められるが、温度低下につれて小さくなり、 -135°C 以下では逆に固溶軟化を示す。

(3) シャルピー衝撃試験における 50% 脆性破面遷移温度 (vT_s) は組織依存性が大きく、パーライト・コロニー径 (L_p) が微細化し $L_p^{-1/2}$ が $1.0\text{mm}^{-1/2}$ 大きくなると vT_s は約 10°C 低下する。また、同一パーライト・コロニー径では、Si 量が 0.1% 増加すると vT_s は約 6°C 上昇する。

(4) 静的 COD 試験の疲労切欠きから一定の限界開口変位で脆性破壊が発生する温度は vT_s と良好な相関をもつので、脆性破壊発生特性も組織依存性が大きく Si によつて著しく劣化すると考えられる。

(5) DCB 試験で求めた脆性破壊伝播停止特性はシャルピー試験に比べて組織依存性が小さく、また Si 量による影響もほとんどない。

(6) このような脆性破壊特性におよぼす Si の影響は降伏点に対する Si の効果の温度依存性と密接に関連していると考えられる。

本研究結果の公表を許可された住友金属工業株式会社

取締役中央技術研究所長小田尚輝博士、同副所長西岡邦夫博士、同白岩俊男博士に深く感謝いたします。

また、鋼材の諸性質におよぼす Si の影響に関する一連の研究を積極的に推進され種々御指導いただいた同研究所次長伊藤慶典博士にも深甚なる感謝の意を表します。

文 献

- 1) R. H. FRAZIER, F. W. BOULGER, and C. H. LORIG: J. Met., 8 (1956), p. 1269
- 2) T. GLADMAN, I. D. MCIVOR, and F. B. PICKERING: JISI, 210 (1972), p. 916
- 3) C. E. LACY and M. GENSAMER: Trans. ASM, 32 (1944), p. 88
- 4) S. TAKEUCHI: J. Phys. Soc. Japan, 27 (1969), p. 929
- 5) W. C. LESLIE: Met. Trans., 3 (1972), p. 5
- 6) 長谷部茂雄, 川口喜昭: 鉄と鋼, 61 (1975), p. 875
- 7) N. J. PETCH: JISI, 174 (1953), p. 25
- 8) N. J. PETCH: Fracture (Proc. of the Swamps-cott Conference, John Wiley), (1959), p. 54
- 9) Y. OHMORI, H. IWANAGA, Y. KAWAGUCHI, and F. TERASAKI: Trans. ISIJ, 16 (1976), p. 388
- 10) Y. OHMORI and F. TERASAKI: Trans. ISIJ, 16 (1976), p. 561
- 11) W. P. REES, B. E. HOPKINS, and H. R. TIPLER: JISI, 177 (1954), p. 93
- 12) T. E. MITCHELL and P. L. RAFFO: Can. J. Phys., 45 (1967), p. 1047
- 13) T. R. WILSHAW and P. L. PRATT: Int. Conf. on Fracture, Sendai, Japan B-III, 3 (1965)
- 14) 岩永 寛, 大森靖也: 未公表データ