

討 12 極低炭素高張力鋼

富士製鉄 中央研究所 工博 金沢正午 三浦建市
・鈴木信一 今野敬治

I. 緒言

鋼の脆性破壊におよぼす因子は非常に複雑であるが、冶金学的にみれば鋼の化学成分あるいは組織の影響が大きい。

鋼の組織と強度との関連をみると、フェライト・パーライト、焼戻しマルテンサイト等はすべて地鉄中に炭化物が分散した model に単純化出来ると考えられる。すなわち、これら組織の相違は地鉄の結晶粒皮および炭化物の形、大きさ、分布等がそれぞれ異なることに相当する。

これと同じように鋼の脆性破壊を論じる場合にも地鉄そのものの靱性とその中に分散した炭化物一般的に微粒子の影響とをわけて考えることが出来るであろう、このように組織を model にすることによって相反する鋼の強度と低温靱性との融合することができ、そこで地鉄の脆性破壊におよぼす微粒子の色々な作用を考えてみると次のように列記できる。

- 1) 微粒子が硬く割れやすいときはそれが crack 源になる。⁽¹⁾
- 2) 微粒子が硬く地鉄との結合力が弱いときは微粒子の周りに空洞ができて、それが crack になる。⁽²⁾
- 3) 微粒子が軟かく、比較的大きいときはそれが crack を停止させる。⁽³⁾
- 4) 微粒子が硬く、比較的大きくて密に分布するときはすべり線が短くなり、集積する転位の数が少なくて集中応力は小さい、そのため crack ができにくい。⁽⁴⁾
- 5) 微粒子が転位の発生源になるときは crack 先端で応力緩和が起りやすく、crack の伝播を妨げる。⁽⁵⁾
- 6) 微粒子の周りに大きな応力場があるときはそれが crack 先端の応力が加って crack の伝播を促進する。

以上の色々な場合の個々についてはそれぞれ証拠があるけれども、微粒子の硬さ、大きさ、分散度によって地鉄の靱性と良くする場合もあるし悪くする場合もあるので、これらと総合的に判断することはむづかしい。しかし鋼の中にある Fe_3C や非金属介在物は硬くて脆く、しかも概して大きいので 1) の理由によって鋼の靱性に悪い影響をおよぼすことは明らかである。^(6,7)

本報告は鋼の脆性破壊と金属組織学的に検討するにあたって、地鉄と微粒子との関連を調べるに都合のよい脆性破壊試験法および実際に Fe_3C を減らした実用化鋼開発の成果について述べる。

II. 小型試験法

実際の構造物の脆性破壊は鋼材あるいは施工上の欠陥から crack が発生し伝播することによって起る。構造物の設計基準からして破壊するときの平均応力は降伏点の数分の一であるはずである。したがって事故で起る構造物の破壊を再現するため試験片に色々な要因を付加することなく、低荷重下で破壊することである。このような観点から大型試験では二重引張および深切欠試験法等が用いられている。しかし、先に述べたような鋼の靱性におよぼす組織の影響を調べるのにいろいろ大型試験を行うことはできない。一般的には低温引張試験によって論じられるけれどもこの場合は平均応力が降伏点に近い所で破壊するため、局部的には塑性変形してしまつた後の破壊を調べることになる。特に微粒子近傍ではその傾向が強いので、実際の低荷重下で破壊するときの微粒子の影響とは異なるものであろう。

そこで、大型試験で用いられている二重引張試験および深切欠試験と実験室向きに小型化した。それらの試験片を図 1 に示す。このように小型化しても低荷重下で単純な破壊ができるかどうかを調べた結果試験片とかなり低温にすれば降伏応力の $1/3$ から $1/10$ 位の応力で単純な破壊をすることがわかった。

小型二重引張の試験法は一様温度型の 'go or no go' 試験である。ある温度、ある荷重下で試験部へ導入された crack がそこで停止するが通過するの異なる。小型深切欠試験は切欠部と色々な温度に冷却して引張り、破壊する。そしてある温度における破壊荷重と脆性破壊率を求め、破壊荷重は試験温度の低下と共に上昇するが、ある温度と境いに低下する。この臨界温度における破壊率はほぼ100%の劈開破壊面を示すようになる。したがって、この温度は100% 劈開破壊に移行する一種の遷移温度である。

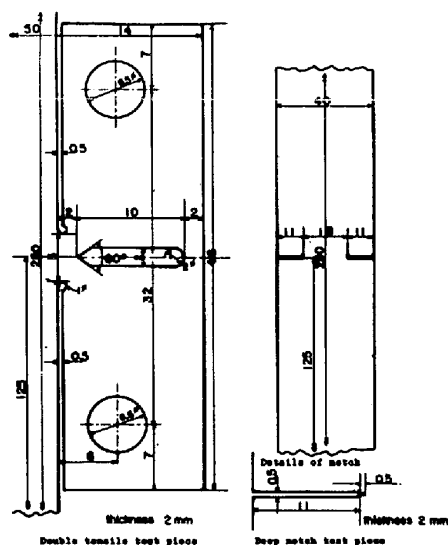


図1 試験片の形状および大きさ

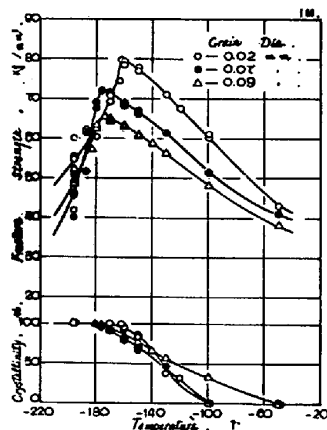


図2. 小型二重引張試験結果.

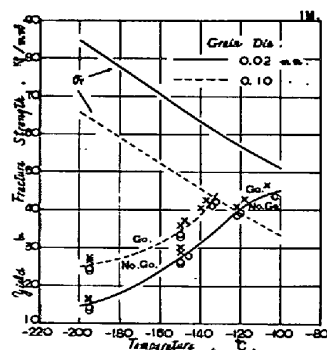


図3. 小型二重引張試験結果.

図2および図3は $Fe-0.13Mn$ 合金 (0.005% C) の小型二重引張および深切欠による試験結果である。低温では小型二重引張試験によって低荷重で破壊することがわかる。しかも特徴的なことは降伏応力とは反対に結晶粒径の大きい方が小さいものより破壊強度が大きいことである。このことは小型深切欠試験による遷移温度以下の破壊強度にも同様の結果がみられる。遷移温度は結晶粒径の大きい方が高い。

$Fe-Mn$ 合金の小型試験法による結果の一例であるが、フェライト結晶粒径の影響の大きいことがわかる。フェライト結晶粒径 D と低温破壊強度および遷移温度 T_c との間にはそれぞれ次のような関係が成立つ。

σ は一様応力の鋼材中にそれと直角に長さ $2C$ の crack が存在すると、その crack 先端における塑性域の大きさは次式で与えられる事が知られている⁽⁸⁾。

$$P = C \left\{ \sec \left(\frac{\pi \sigma}{2 \sigma_y} \right) - 1 \right\} \dots \textcircled{1}$$

σ_y は降伏応力

$\sigma < \sigma_y$ であるから、次の様に近似できる。
 $P = \frac{\pi^2}{8} C \left(\frac{\sigma}{\sigma_y} \right)^2 \dots \textcircled{2}$

この P がある限界の大きさ P_c に達すると劈開破壊が始まると考えられる。すなわち塑性域の広がりとともに crack 先端は大きな集中歪が起るため、その近傍に転位模型で示されるような crack の核が発生し、核発生の連鎖反応によって劈開破壊が進行すると考える。その時のみかけの破壊強度 σ_f は次式であらわされる。

$$\frac{\sigma_f}{\sigma_y} = \frac{2\sqrt{2}}{\pi} \sqrt{P_c / C} \dots \textcircled{3}$$

一方、crack 先端の塑性域は結晶粒径 D が大きい程広いので、次のような関係式を設定する。 $P_c = \alpha D$ α 定数 $\dots \textcircled{4}$

$$\text{したがって、} \frac{\sigma_f}{\sigma_y} = \frac{2\sqrt{2}}{\pi} \sqrt{\alpha D / C} \dots \textcircled{5}$$

この式は破壊強度と結晶粒径との関係を示している。図4は $Fe-Mn$ 系合金の小型二重引張試験による破壊強度と⑤式にしたがって整理したものである。また小型深切欠試験で求められる遷移温度と結晶粒径の関係は一般によく知られている。 $T_c = A - BD^{-1/2}$ で整理できる。

以上はフェライト一相の単結晶の場合について述べたものであるが、この

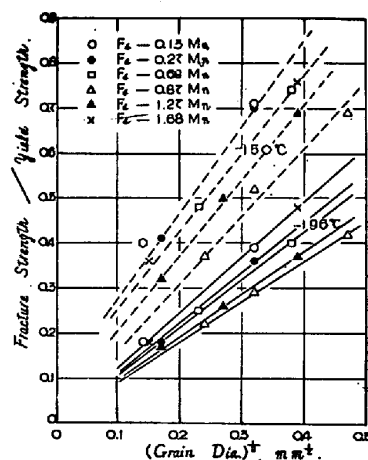


図4. 小型二重引張試験による破壊強度と結晶粒径との関係.

エライト中の Fe_3C 等の微粒子が存在する場合の2.3.の例を示す。写真1は $Fe-1.0Mn-1.5Si$ 合金の、0.005% Cのもの、溶炭して Fe_3C を球状化した鋼の小型二重引張試験による破壊状況を示したものである。 Fe_3C のない場合のCrackは単純であるが、 Fe_3C が多いとCrackの枝割れが多く複雑な破壊をしている。また0.17% C, 0.48% Si, 1.44% Mn, 0.30% Cu, 0.04% Nb, 0.52% V, 0.018% sol Alの実用鋼



溶炭前 (x100)

溶炭後 (x400)

写真1. $Fe-1.0Mn-1.5Si$ 合金の溶炭前後試料の-196°Cにおける破壊状況

処理	C%	20°C			-196°C		G.D	$\sigma_s/\sigma_b \cdot (G.D)^{1/2}$
		σ_B	σ_s	E	σ_s	σ_b/σ_s		
脱炭前	0.17	53	39	32	5	8.4	0.65	
脱炭後	0.02	38	23	35	13	4.4	0.96	

破壊強度を表2に示す。これは地鉄中、軟かい微粒子を分散した一例である。1.0% Cuが入っていると、

表2. $Fe-1.5Si-1.0Mn-1.0Cu$ 合金の引張性質、破壊強度

処理	15°C			-196°C		G.D
	σ_b	σ_s	E	σ_s	σ_b/σ_s	
as Q	49	34	34	18	0.26	4.0
400°C T	52	38	33	27	0.38	4.0
550°C T	61	49	26	11	0.13	4.0
700°C T	47	38	33	5	0.07	4.0

金の強度が最もなるCuの析出状態と低温靱性が最もなる析出状態とは異なるようである。光顕微鏡的にはCuの析出物も析出前後の破壊強度の差を認められないので光顕微鏡以上の微視的なものが影響しているものと考えられる。

III 低温用極低炭素高張力鋼

最近、carbonと0.02~0.07%の極低炭素に似た高張力鋼の問題がBISRAのいわゆる“pearlite reduced steel”の発表を契機として注目されつつある。この鋼の考え方はCarbonを極端に低くして高張力鋼の低温靱性と溶接性を基本的改善することにあるが、著者らもこれと同じ考え方がかなり以前から持ち、すでに述べたような鋼の脆性破壊における地鉄とpearliteとの関連を研究してきた。結晶粒の大きさを一定にした場合、pearlite量が2~3%以下になると急激に遷移温度が下がることの報告されている。問題はこのようなCarbon量を少くした場合、如何にして強度を出すかということにある。

Duchworthらはこの“pearlite reduced steel”にNb, V等を添加して圧延のはと温度を低くする事により⁽¹⁰⁾、またIraniらは同じくNb, V等を添加した鋼を圧延後、そのまゝ焼入焼戻してNb, Vの炭化物の析出硬化より⁽¹¹⁾、強度とかなりの靱性を手えている。本報告はこれらの方法と異なり圧延後再加熱による焼入焼戻を行って、フェライトにわずかのpearliteが点在する組織とし、Nbによる細粒化とVによる析出硬化、あるいはMn, Crによる固溶強化により強度と靱性を手えたものである。*表3は500kgの真空炉で溶製した試験鋼の化学成分である。この成分は0.03~0.05% C, 1.3% Mn, 0.3% Si, baseにNbを0.03~0.12%, Vを0.03%~0.11%の範囲で単独あるいは複合に添加した鋼塊による試験結果にもとずいて決めたものである。500kgの鋼塊は25mmの板に鍛造し、焼

入焼戻しを行った。熱処理は各鋼とも930°C-1hr加熱後焼戻し、570°C、600°C、630°Cの各温度に1時間焼戻した。600°C-1hr焼戻した各鋼の組織を写真2に示す。これでわかるように、Cが0.06%であるにもかかわらず、pearliteは殆んどなく、フェライト結晶粒は小さい。表4に焼戻温度と度之に三鋼種の引張諸性質を示す。各鋼種および焼戻温度によって引張諸性質は大きく、降伏点は約45 kg/mm²である。



Nb-Cr

Nb-V

Nb-Mn

写真2. 各鋼の焼戻組織 (×400)

表3. 試作鋼の化学成分

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cr	V	Nb	Al sol.
A	0.055	0.39	1.28	0.008	0.017	0.63	—	0.035	0.030
B	0.059	0.31	1.36	0.006	0.016	—	0.035	0.036	0.032
C	0.055	0.28	1.85	0.009	0.020	—	—	0.029	0.043

表4. 各鋼の引張諸性質

Steel	Q.T (°C)	T.T (°C)	T.S (kg/mm ²)	Y.P (kg/mm ²)	E.I (%)	R.A (%)
(A) Nb-Cr	930	570	54.8	46.8	33.7	79.4
		570	54.9	47.6	35.4	80.0
		600	53.2	45.5	38.1	79.4
		600	52.7	44.7	38.8	79.1
		630	52.3	45.0	39.6	80.4
		630	52.3	45.2	39.0	79.4
(B) Nb-V	930	570	51.5	45.3	40.0	79.8
		570	52.0	45.1	40.1	80.0
		600	51.7	45.0	39.8	79.5
		600	51.9	45.4	40.3	80.3
		630	51.5	43.6	37.5	78.6
		630	51.3	43.4	39.7	78.6
(C) Mn-Nb	930	570	52.0	46.4	38.6	79.4
		570	51.6	46.2	38.6	80.0
		600	51.2	46.2	39.5	79.8
		600	51.9	47.5	38.9	79.4
		630	51.3	47.2	38.2	80.4
		630	51.6	46.5	38.3	80.2

溶接性はよい。これらの各鋼種を標準条件下で手溶接した継手部の引張試験、側曲げおよびシャルピー試験を行った結果、継手部の降伏強度は44 kg/mm²あり、すべて母材で破断している。側曲げも問題ない。継手部の低温靱性はbondでも溶着鋼と同じ衝撃値を示している。

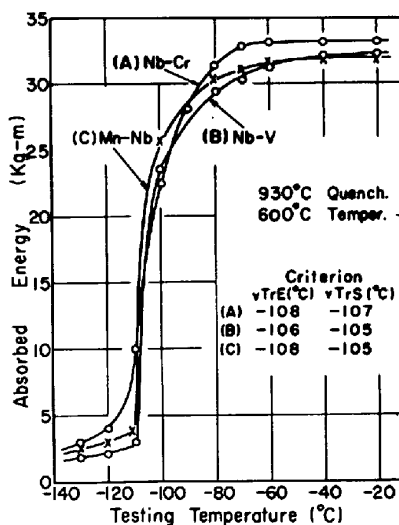


図5. 各鋼の遷移曲線

またこれらの鋼の低温靱性は図5に示すようにvTrsで-105°Cである。ちなみに他の鋼とこれらの性質を比較してみると、同様の鋼を焼戻ししないで、900°C-1hrの焼戻しを行った場合、遷移温度は同程度であるが降伏点は33 kg/mm²と低い。これらA、B、C鋼はC量が少ないので、

IV 結言

本研究は小型試験法による破壊強度の解析あるいは金属組織学的な観点から鋼の強度および低温靱性と地鉄とその中に分散する微粒子との組合せによって、相反するこの両性質の融合を計ろうとしたものである。

しかし、これはあくまでも光学顕微鏡的な視野での考え方であるから、もっと微視的な方向に発展させなければならぬであろう。そこで述べた小型試験法は現実における破壊状況を再現する簡便な方法である。したがって、低荷重下で、かなりの速さで進んでいるcrackと結晶粒界あるいは微粒子等との相互作用を調べるのに都合がよい。しかし、ここで得られる破壊強度とcrack先端の塑性歪、加工硬化、粒子間隔等との関連は今後の問題である。

※特許出願中

文献

1. JISI, 202(1964), 899.
2. Trans. AIME, 239(1967), 668.
3. JISI, 206(1968), 79.
4. C. Zener: "Fracturing of metals", (1948), Cleveland, ASM.
5. Trans. ASM, 56(1963), 442.
6. Acta. Met., 13(1965), 591.
7. Trans. ASM, 49(1957), 189.
8. Proc. Roy. Soc., A 272(1963), 304.
9. Nuclear Structural Eng., 2(1965), 92.
10. JISI, 204(1966), 1108.
11. JISI, 204(1966), 702.