

討19

溶接熱影響部の応力除去焼鈍後のぜい化について

新日本製鐵 製品技術研究所 金沢 正午 山戸 一成
芝崎 誠 武田鉄治郎

1 緒 言

溶接鋼構造物の溶接部に発生する残留応力は、遅れ破壊、脆性破壊、疲労等の低応力破壊の原因になるので応力除去焼鈍（以下SR）を行なう場合が多い。SRは同時にかたさを低下し応力腐食われに効果があり、炭素鋼では溶接熱影響部（以下HAZ）のじん性を改善するので、使用中も含め総合的な溶接構造物の使用性能を向上させる。しかし、SRは鋼種によってはHAZのじん性を劣化させる場合があり、鋼の成分によってはそれが顕著にみられる場合もある。特にぜい化の大きいのはHAZの粗粒部で種々の合金元素が一度固溶し、SR中に析出する場合である。NbやVを添加したSi-Mn鋼、Cr、Mo、V、Cu等を含有するHT80鋼などの場合は広く知られている。これらについて、従来から検討されてきたが、ぜい化の要因のうち残留応力について詳細に検討されたものは少ない。

本報告は、HAZのSRぜい化に応力がどのように影響を与えるかについて検討した結果を示し、次いでSR時の残留応力の変化、粒界ぜい化の場合の破壊じん性の試験法について述べる。

2 SR後のじん性におよぼす応力の影響

本研究では代表的な溶接構造物用高張力鋼としてのHT60、HT80のHAZについて応力下のSRによるじん性挙動の変化を調べた。Table 1 に供試材の化学成分と機械的性質を示す。

Table 1 Chemical compositions and mechanical properties

	t (mm)*	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Y-S(kg/mm ²)	TS(kg/mm ²)	EL(%)
HT60	32	0.13	0.33	1.45	0.027	0.006	—	—	—	—	0.07	55.0	66.0	28
HT80	30	0.12	0.25	0.84	0.010	0.008	0.23	0.88	0.51	0.42	0.05	84.0	87.0	24

* plate thickness

供試材の $\frac{1}{2}t$ からL-方向に試験片を採取し、熱サイクル再現装置によりHAZを再現させた。SR後のじん性は、合金元素の固溶、析出程度に大きく影響を受けるので、熱サイクルとしてはピーク温度はすべて1350℃とし、800→500℃の冷却時間を10、30、80秒（各々、溶接入熱量としては20、45、80、 KJ/cm に相当する）の3種とした。Photo. 1 に各HAZの組織写真を示す。SRは、保持温度を500、550、600、650℃の4温度とし、3時間保持した。加熱冷却は300℃以上を100℃/hで行なった。

SR中の応力は、0および10 kg/mm²の2水準とし、クリープ試験機で、定荷重として試験片に応力を負荷した。

衝撃試験は2 mm Vノッチシャルピー試験で行なった。衝撃試験のほかに、破面観察、電顕による組織観察も行なった。

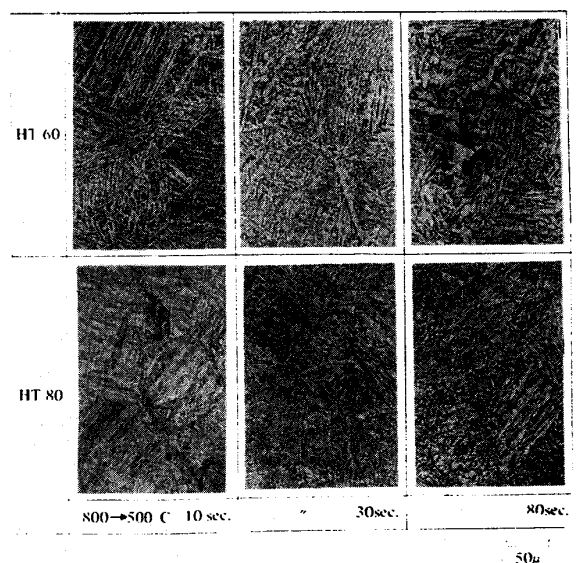


Photo. 1 Microstructures of simulated heat-affected zone

2-1 遷移温度に対する影響

Fig.1にHT60, HT80の各HAZのvTrsに対する応力の影響を示す。

Vを含有するHT60のHAZは、800→500℃が30秒の場合以外は、応力の有無に関係なく、HAZままのじん性にくらべてvTrsは低くなり回復している。また、応力なしの場合には、SR温度を650℃にすると過時効現象の状態になり、vTrsは、650℃以下のSR温度の場合より低くなるが、応力下のSRでは、過時効現象を示す温度は低温側にずれるようである。

HT60にくらべ、合金元素を多く含むHT80のHAZは、800→500℃が10秒で650℃SRした場合および、800→500℃が80秒の場合はSR前よりvTrsは低くなり、その他の場合は逆にぜい化している。特に、800→500℃が10秒の場合、過時効現象が明瞭であり、応力により、HT60と同様に低温側にずれてくる。

以上のように、応力のvTrsに対する影響はHT60とHT80では若干差異があるが、いずれの鋼に対してき大きいことがわかる。

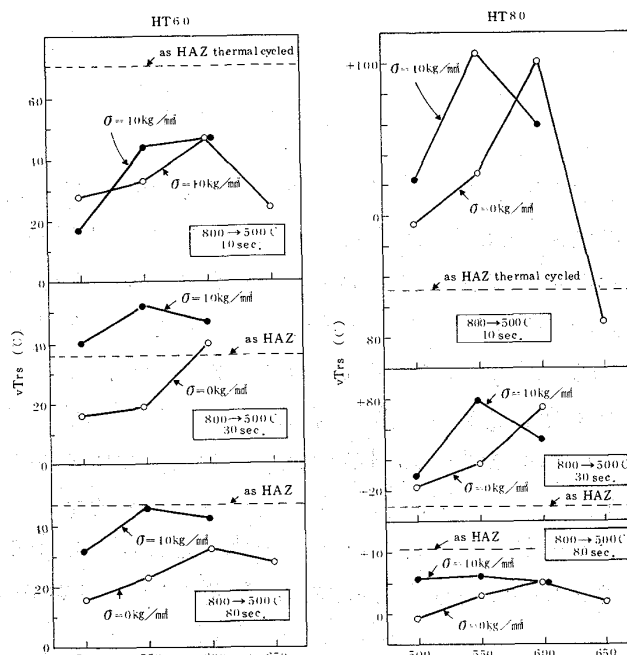


Fig. 1 Effect of stress relief annealing temperature and stress on vTrs

2-2 破面状態に対する影響

Photo.2に衝撃試験片の破面を示す。これは、800→500℃が10秒のHAZの応力が0および10 kg/mm²の場合で、ぜい性破面が100%に近いものの破面である。

HT60のHAZは応力なしの場合は、SR温度に関係なくすべてへき開面を示す。応力下SRの場合で800→500℃が10秒で600℃SRの時のみ一部に粒界破面を示すこともあるが、他の場合はすべてへき開面である。

HT80のHAZは、応力なしの場合は、800→500℃が10秒の時はSR温度に関係なく粒界破面が多く出るが、550℃SRと600℃SRとを比較すると550℃SRの場合の方が、へき開面が若干多くあらわれてくる。500℃SRの場合にも同様に600℃SRの場合よりもへき開面が多くなっている。また、650℃SRのとき、粒界破面の

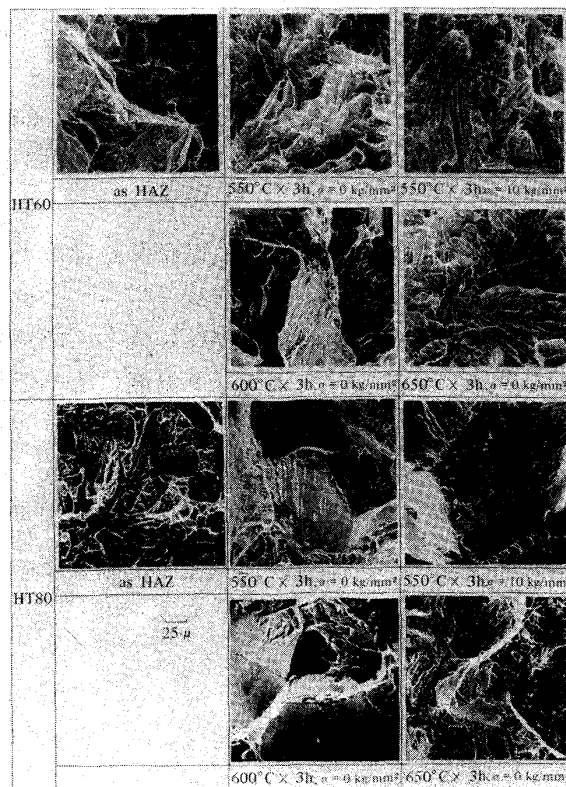


Photo. 2 Fractured surfaces of Charpy specimen after various heat treatments. 800→500℃: 10 sec.

割合は著しく低い。30秒のときは550, 600℃SRで粒界破面が少し出る。その他の場合はすべてへき開面である。

550℃SRで応力下の場合は、応力なしよりもへき開面が若干少なく、600℃SRで応力なしの破面とほぼ同じ程度である。また、30秒のときには、500℃SRでも、応力下では粒界破面が出るようになる。それ以外の場合は、応力ない場合と同じ傾向である。特に、HT80の800→500℃が10秒の場合、粒界破面の割合が多くなるとvTrsが高くなる傾向がある。

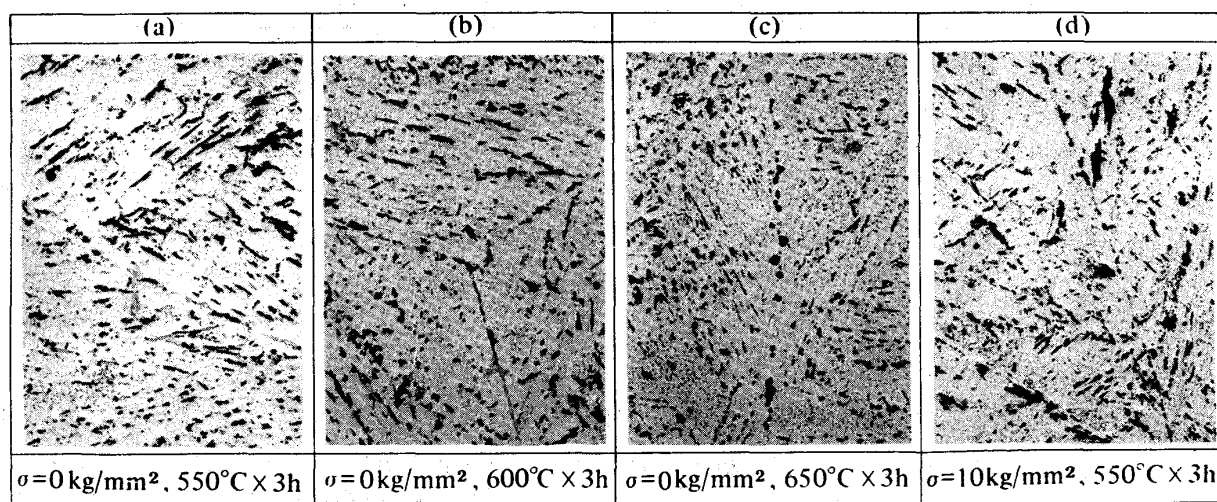
2-3 微細組織に対する影響

各種SR処理後のじん性変化に対して微細組織上の変化を調べるために、中性電解液（クエン酸ナトリウム溶液）処理をした抽出レプリカによる電顕観察，あるいは，析出物のNDSによる分析および電子線回折による同定を行なった。

Photo.3には電顕観察結果のうちHT80の800→500℃が10秒の場合についての一部を示す。

(a)と(d)は、550℃SRで応力なしの場合と応力下の場合で、これを比較すると全体的には大きな Fe_3C は共に同程度存在するが、粒界近傍では応力下のSRの場合には応力がない場合にくらべて、微細な針状析出物がより多く認められる。この微細な針状析出物は Mo_2C である。応力はこの微細な析出物の生成を促進する効果があると考えられる。

(a), (b), (c)は応力がない場合の550℃, 600℃, 650℃のSR後の組織で、これらを比較すると、SR温度が高くなるに従って、粒界およびその近傍の粒内の Fe_3C は球状化の傾向が認められる。粒界上に連続的に連なる析出物は550℃では多くはないが、600℃でその数は多くなり、650℃になると粗大球状化している。これらは、はじめ Fe_3C であるが、650℃ではCr, Moを固溶し $(\text{Fe}, \text{Cr}, \text{Mo})_3\text{C}$ になっている。粒界近傍での Fe_3C 以外の微細析出物は、550℃SRの場合には少なく、600℃SRの場合には針状微細析出物が多数認められる。650℃SRの場合には、この微細析出物は粗大化し形状も棒状に変化している。これらの微細析出物は Mo_2C で、650℃SRのときには一部VCもあるようである。



2μ

Photo. 3 Microstructures of simulated heat-affected zone after various annealing conditions (HT80) 800→500℃ 10 sec.

3 鋼種（合金元素）による応力緩和の相違

S R中の継手部の残留応力の変化は溶接金属, HAZ, 母材部からなる継手部の応力緩和特性に依存するが, 特に母材の寄与が大きい。同一強度レベルの鋼種であっても, その化学成分により母材の応力緩和特性に違いがある。従って, S R中にHAZ部に加わる応力が異なるので, それに応じてS R後のじん性も変化する。

Fig. 2には数種類の母材の応力緩和特性を示す。(e)材のみは焼ならし材で, 他はすべて同一条件での焼入れ焼戻し材である。丸棒試験片を600℃加熱後, 応力負荷後直ちに全のびが一定になるように拘束して応力緩和試験を行なったものである。このように, 合金成分によって応力緩和度が異なってくるのがわかる。系統的に, 合金元素の応力緩和度に対する影響を調べた結果, 応力緩和度の大きい順にMn, Nb>Cr>Mo>Vとなる。従って, 母材の応力緩和特性は, 合金成分や熱処理によって影響を受けるから, S R後のじん性を検討するときには鋼種によって応力緩和度が異なることをも考慮に入れるべきである。

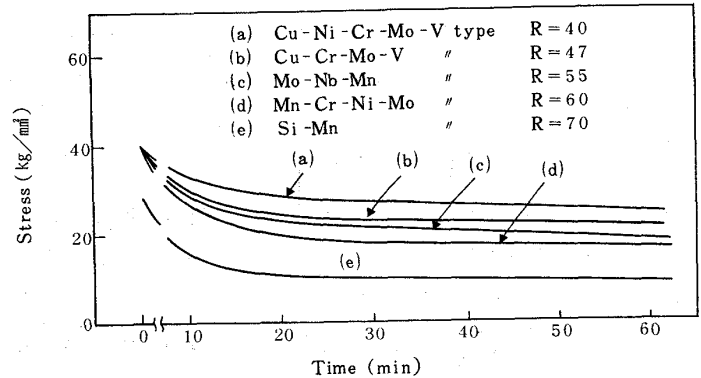


Fig. 2 Stress relaxation of base material under constant strain at 600°C.
R : Degree of stress relaxation. (%)

4 S Rぜい化の衝撃試験とCOD試験の差

衝撃試験との比較を行なうため, S Rぜい化材を破壊じん性試験であるCOD試験で評価した。その結果をFig. 3に示す。衝撃試験で粒界破面を示すS Rぜい化材はCOD試験でも粒界破面を示す。しかし, COD値は, 衝撃試験から予想される大きなぜい化は認められない。即ち, この材料では両試験法間の関係が他の材料とは異なった傾向を示している。

衝撃試験で粒内へき開を示すものは, COD試験と衝撃試験とは同一傾向を示している。

このように, S Rぜい化材と一般材とで, COD値と衝撃値との関係が異なる理由は, 主として歪速度の差によることが確かめられた。従って, S Rぜい化により粒界破壊を示す材料の評価にはどのような歪速度の試験法を選ぶべきか十分に検討する必要がある。

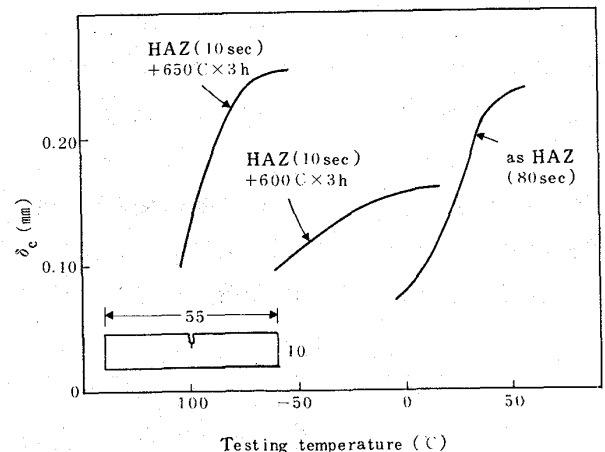


Fig. 3 Results of COD test. (HT 80)

(Notch was introduced by fatigue machine)

5 ま と め

高張力鋼の溶接熱影響部はS Rによりじん性が大きく低下する場合がある。HT 80では条件によってはほぼ完全な粒界破面を示す。溶接継手の残留応力はこのS R後のじん性に大きな影響を与える。これは微細組織が変化することによるもので, 析出物の大きさ, 分布状況が変ることが認められる。特に, 合金元素を多く含む鋼の場合その影響は大きい。S Rは母材をも含めた継手部の応力緩和現象であり, 母材の応力緩和特性が残留応力除去度合に影響をおよぼす。

S Rぜい化により粒界破壊を示した材料のじん性は歪速度依存性が大きく, 破壊じん性の評価には試験法の選択に配慮が必要である。