

討17 調質高張力鋼の強度と靱性におよぼす顕微鏡組織的因子について

住友金属 中央技術研究所 邦 武 立 郎

1 緒 言

溶接性高張力鋼として、低炭素低合金鋼が焼入れ焼もどし状態で広く使用されている。その強度と靱性におよぼす合金元素の影響については、従来多くの実験結果がある。本報では、強度と靱性におよぼす顕微鏡組織的因子にできるだけ絞って、最近の実験結果について述べる。

2 調質組織における顕微鏡組織的因子

調質組織における顕微鏡組織的因子として、次のものを挙げる事ができる。

フェライト結晶粒の大きさ 転位密度 固溶濃度（置換型および侵入型固溶元素）炭化物

これらの因子の焼もどしに伴う変化については、すでに別途のべているので^{1)~8)}多くはふれないが、例えば500℃以上における焼もどしにおいて、特殊な炭化物形成元素（例えばV）を含有する場合以外は、炭化物はθ相（セメントイト）であり、焼もどし温度の上昇と共に、凝集成長する。Cなどの侵入型固溶元素の濃度は、ほぼ平衡に近い値にまで低下している。フェライトは、かなり高い焼もどし温度にいたるまで低炭素マルテンサイトのラス状形態を保持しているが、高温における長時間の焼もどしあるいは変態点直下における焼もどしを行えば再結晶を起し、ポリゴナルなフェライトに変わる。この再結晶に伴ってフェライト粒内の転位密度は大幅に低下する。

8. 調質組織の強度

調質高張力鋼は、焼入後比較的高温において焼もどしを行なうのが普通である。マルテンサイトの高温焼もどし組織は、比較的取り扱い易い。すなわち、地のフェライトにおけるCやその他の元素の固溶濃度は低く、炭化物と地との間に整合ひずみは存在しない。組織を単純化して模式的に表わせば、フェライトの多結晶からなるマトリックスに、球形の炭化物がほぼ一様に分散したようなものとなる。特異な点は、フェライト結晶粒の形状が針状であることであるが、焼もどしが進んで再結晶が起れば、ポリゴナルになる。

低炭素低合金鋼について、個々の顕微鏡組織的強化因子と、降伏強度との関係を図1および図2に例示した。こゝで比較のために、著者の実験以外に他の諸系についての実験結果をあわせて示した。

実用鋼における強度の問題を取扱うに際して、従来は単一な因子だけをとり挙げて論じている場合が多い。マルテンサイトの高温における焼もどし組織においては、マトリックスの固溶濃度は平衡に近く、一定の値に近づいている。またフェライト結晶粒の大きさや転位密度についてもほぼ同様のことがいえよう。しかしながら、強度の絶対値には、複数の因子が寄与している筈であつて、単一な因子だけをとり挙げてしかも実用鋼でほぼ成功しているように見えるのは、他の因子の寄与が非常に小さいか、あるいはほぼ一定値をとるか、あるいは種々の強度因子の変化がほぼ平行的であつたかによるものであろう。

二つ以上の因子の寄与をどのように評価すべきかは困難である。

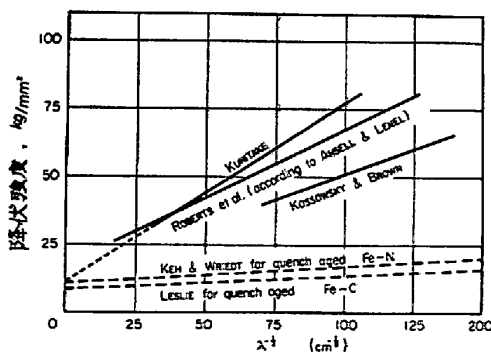


図1 - 降伏強度と炭化物間隔

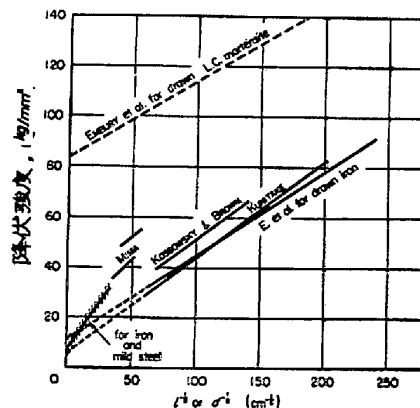


図2 - 降伏強度と結晶粒の大きさ

しかしもし近似的に個々の因子の影響が加算的である (Conrad 流に) とすれば、高温焼もどしマルテンサイトの強度は次式で表わせよう (σ_y : 降伏強度)

$$\sigma_y = \sigma_0 + f(\lambda) + \varphi(d) + \xi(\rho) + \phi_1(C_i) + \phi_2(C_S) \quad \dots\dots\dots (1)$$

ここで、 λ 、 d 、 ρ 、 C_i 、 C_S はそれぞれ、炭化物間隔、フェライト結晶粒の大きさ、転位密度、侵入型および置換型の固溶元素濃度である。

低炭素低合金鋼を焼入れ後、550~675℃ で焼もどした組織について、レプリカおよび薄膜の直接観察によつて λ 、 d 、 ρ を決定し、0.2% off set 降伏強度との間に多重回帰分析を行なつた。その結果次の式が得られた (λ 、 ρ は cm^{-1} で表わす)。

$$\sigma_y = 16.1 + 3.53 \times 10^{-8} \cdot \lambda^{-1} + 0.1717 \rho^{-1/2} \quad \text{Kg/mm}^2 \quad \dots\dots\dots (2)$$

$$\sigma_y = 3.8 + 0.4513 \lambda^{-1/2} + 0.1646 \rho^{-1/2} \quad \text{Kg/mm}^2 \quad \dots\dots\dots (3)$$

上の二つの式の違いは、炭化物の強度への寄与を Orowan に従うか、あるいは Ansell-Lenel に従うかによつて生じたものである。上式の定数項には、C、N などの侵入型固溶原子による固溶強化や転位網による強化などが含まれている。

図 3 は、低炭素 Ni-Cr-Mo 鋼の種々の熱処理組織について、その降伏強度の実測値と、実験式 (2) (3) による計算値とを比較したものである。ベイナイトについても、その高温焼もどし組織の実測値と計算値は良く一致する。一方、低温における焼もどし組織については、実測値が計算値に比してかなり大きくなつてゐる。これは、高い転位密度や、過剰の固溶 C 量、整合ひずみ等による強化が無視できなくなる故と解される。

同一焼もどし温度で比較しても、一般に、焼もどしマルテンサイトに比して焼もどしベイナイト (上部ベイナイト) の強度が低いのは、後者において、炭化物の大きさが大きく、フェライト結晶粒の大きさも大きい故と解される。

表 1 に、焼もどしマルテンサイトおよびベイナイトの焼もどし組織の顕微鏡組織構成因子の比較を一例として示す。

表 2 は、従来の諸研究における各々の強化因子の寄与の評価結果を比較したものである。

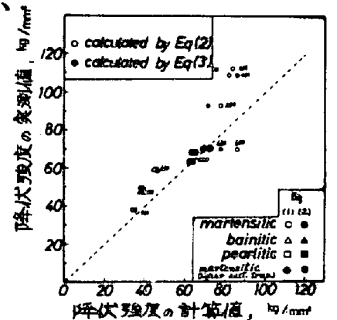


図 3 一種々の熱処理組織について降伏強度の実測値と計算値

表 1 焼もどしマルテンサイトと上部ベイナイトについて各種組織構成因子の比較

	熱処理	機械的性質		組織構成因子		
		v_s ($^{\circ}\text{C}$)	χ_s (kg/mm 2)	λ cm	l cm	ρ cm $^{-2}$
再結晶前	Q + 650 $^{\circ}\text{C}$ T	- 151	70.1	$74 \cdot 10^{-5}$	$57 - 61 \cdot 10^{-3}$	$16 \cdot 10^{10}$
	400 $^{\circ}\text{C}$ T + 650 $^{\circ}\text{C}$ T	- 65	58.7	$263 \cdot 10^{-5}$	$114 - 141 \cdot 10^{-3}$	$1.6 \cdot 10^{10}$
再結晶後	Q + 700 $^{\circ}\text{C}$ T	- 69	49.5	$556 \cdot 10^{-5}$	$118 - 120 \cdot 10^{-3}$	$11 \cdot 10^{10}$
	400 $^{\circ}\text{C}$ T + 700 $^{\circ}\text{C}$ T	- 44	47.4	$41.7 \cdot 10^{-5}$	$15.0 \cdot 10^{-3}$	—

表 2 各種強化因子の寄与の評価

鋼	熱処理	降伏強度 (kg/mm 2)	強度への寄与 (%)					研究者
			others	σ_0	σ_d	σ_s	σ_b	
0.13 C - Low Alloy	Q + 650 $^{\circ}\text{C}$ T	55 (I)	—	30	—	30	40	KUMITAKE (1967)
	spheroidized	37 (II)	—	7	—	56	37	
0.3 C Carbon Steel	Q + 200 $^{\circ}\text{C}$ T	135	—	72(26)	—	18(22)	9(11)	COX (1968)
	Q + 500 $^{\circ}\text{C}$ T	79	17(14)	64(53)	—	11(9)	8(7)	
	Q + 700 $^{\circ}\text{C}$ T	45	—	78(26)	—	14(43)	9(3)	
0.2 C - 3 Ni	Q + 200 $^{\circ}\text{C}$ T	125	12	—	—	52	36	MONMA, SUTO et al (1966)
	Q + 400 $^{\circ}\text{C}$ T	107	14	—	—	21	65	
Fe - Mo (0.04%)	S.T. + 550 $^{\circ}\text{C}$. A (1215hr)	36	—	100	33	—	67 (Fe+Mo)	FINE et al (1967)

表3において $\sigma_{i.s.}$ 、 $\sigma_{s.s.}$ 、 σ_d 、 σ_p 、 σ_G はそれぞれ、侵入型固溶原子、置換型固溶原子、転位密度、炭化物、結晶粒による強度への寄与を示す。

4. 調質組織の靱性

靱性のパラメーターとして、Vノッチシャルピー衝撃試験における延性破壊の吸収エネルギー値と遷移温度 (vTsあるいはvTE)を採用することにする。

延性破壊の吸収エネルギー

延性破壊の吸収エネルギーは、ほとんど強度によつて支配される。図4は、種々の低合金鋼(板厚2.5mm)について、延性破壊の吸収エネルギーと降伏強度の関係を示したものである。また、図によれば、延性破壊の吸収エネルギーは、鋼のS含量によつて大きく影響されることがわかる。すなわち、S量の増加と共に硫化物系介在物が増加し、これにつれて延性破壊の吸収エネルギーは低下する。破面を観察すると、Sの低い方が、dimpleの大きさが小さくそろつており、介在物を源とするvoid間を連結する部分の塑性変形量が大いことがわかる。

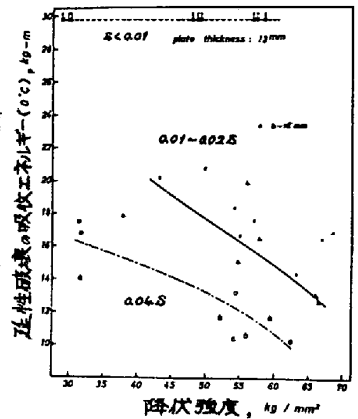


図4—延性破壊の吸収エネルギーと降伏強度

遷移温度

焼もどしマルテンサイトと、上部ベイナイト(例えば400°Cにおける等温変態による)の焼もどし組織の遷移温度を、等しい強度において比較すると前者の方がすぐれている。これには、フェライト結晶粒の細かさのほかに、焼もどしマルテンサイトの方が組織が均一なことも有利に働いている。

マルテンサイトの焼もどしによる遷移温度の変化を図5に示す。フェライト地に再結晶が起る直前(この場合焼もどし温度650°Cにおける1hrの焼もどし)において、遷移温度が最も低くなる。変態点直下の焼もどしを加えると、遷移温度がかえつて上昇しているのは、図6に示すように、フェライト地に再結晶が起り、巨大な炭化物が、フェライトの粒界に沿つて配列するためと考えられる。

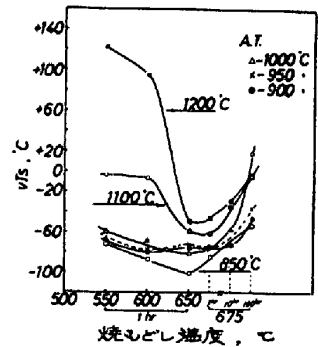


図5—焼もどしによる遷移温度の変化

調質組織の遷移温度は、フェライト結晶粒が細かく、炭化物が細かく分散し、適度の焼もどし効果によつて過剰のひずみが除去された状態において、もつともすぐれている。

衝撃遷移温度は、オーステナイト結晶粒度によつて影響されることが知られている。遷移温度とオーステナイト粒径の間には、丁度フェライト粒径に対するHall-Petchの関係に類似の関係がみとめられる。オーステナイト粒径が変化しても、斜状フェライト粒の大きさにはあまり大きな変化はみとめがたい⁴⁾(また図6参照)。遷移温度のオーステナイト粒度依存性の原因として、オーステナイト結晶粒の大きさと、破壊に対する有効結晶粒の大きさの間に関連があるためとする研究もある⁴⁾。そのほかに、やゝ不純物含量(例えばS)の高い鋼では、オーステナイト粒界における偏析による脆化も、関与しているものと推定される。

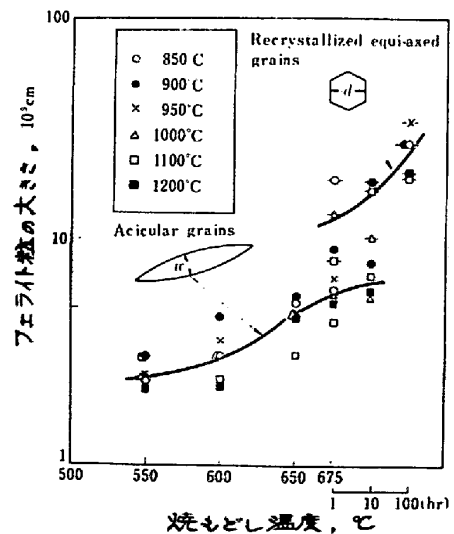


図6—焼もどし温度とフェライト粒の大きさ

5. 結言に代えて一強度と靱性におよぼす各種合金元素の効果

調質高張力鋼における各種合金元素の効果については良く研究されているが、これらの合金元素が、顕微鏡組織的な因子にどのような影響を与えること

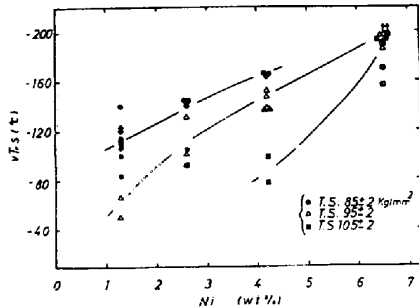


図7 - 遷移温度におよぼす Ni の影響

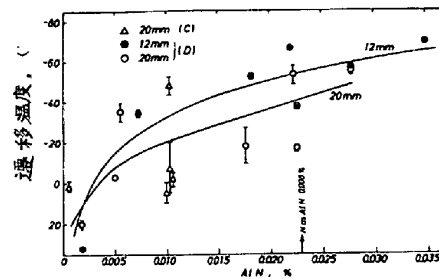


図8 - 遷移温度におよぼす Al の影響

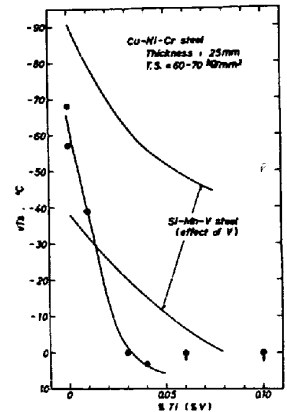


図9 - 遷移温度におよぼす V, Ti の影響

とによつて、効果を発揮しているかを明らかにする必要がある。特にこのことは、靱性の解明に必要であろう。

図7は、Ni含量を異にするNi-Cr-Mo鋼におけるNiの影響を示したものである。⁵⁾ 各強度レベルにおいて、Niの上昇と共に遷移温度が低下することが示されている。この遷移温度の低下の少くとも一部は、焼入性の向上と、オーステナイト結晶粒の微細化に帰せられるが、それ以外のNiの効果については、今後検討を要する。

図8は、sol. Al量を種々異にする80キロハイテンの遷移温度を、AlN含有量によつて整理したものである。他の因子をできるだけ等しくそろえた場合の遷移温度が、sol. Al量によつて支配され、これはまたN量を一定とした場合、AlによるNの固定とAlNの生成に関係を有することがわかる。

一方、調質組織において、VやTiは、図9に示すように、遷移温度を上昇せしめる。これは、VやTiの炭窒化物の析出と関連を有するものと考えられる。このような析出物の影響を解明するためには、その大きさ、析出サイトや、結晶学的な関係に、その原因を求めなければならぬであろう。析出や破壊の様相については、微視的に解明されなければならぬ問題は多い。

参考文献

- 1) 邦武：鉄と鋼、54(1968)6、70～82
- 2) 邦武：“鋼の調質組織の強度”、日本金属学会セミナー「鉄鋼における変態と析出」1968 p.91～117
- 3) T. Kunitake：Trans. ISIJ. 7(1967)254～262
- 4) S. Matsuda et al：Trans. JIM. 9(1968)343～348
- 5) 邦武、杉沢、向井：鉄と鋼、55(1969)5、S.258