

討 16 超微細粒高張力鋼の強度と靱性

富士製鉄中研 工博 金沢正午
鈴木信一
今野敬治

1 緒言

鋼の組織を微細化することによって強度および脆性破壊遷移温度(Trs)が著しく向上することはよく知られている。したがって、鋼の組織をいかにして細くするのは古くから種々研究されており、合金元素、加工、熱処理あるいはこれらの組合せによりオーステナイト粒径について10~5μ(ASTM No.10~12)程度のものが既に得られている。さらに微細化することは非常に困難とされていたけれども、最近USSのR.A. Grangeはオーステナイト化下限温度付近に急速加熱冷却を数回繰返すことにより、3μ程度の(ASTM No.14)超微粒鋼が得られることを報告しており⁽¹⁾、著者等もほぼこれと同様な方法により実験を行なって来た。

本報告は80kg/mm²級の实用高張力鋼について、急熱急冷繰返処理により得られた超微粒化鋼の特性について2,3の検討を行なったものである。

2 実験方法

表-1に示すような化学成分のHT80, 2鋼種について、12[#]×70[#]×200[#]の試験片と50KC 100KVA, 全動制御の高周波誘導加熱装置により800℃~1000℃の各温度に加熱冷却を1~8回繰返し、その後、通常の焼戻処理を行なった。加熱速度は700℃以上所定温度まで10℃/sec.に一定とし、所定温度に5秒間保持して水冷した。このような加熱処理の±5℃均熱を繰返される部分から引抜(6mm^φ×GL30mm), 標準2Vシマルピー、検鏡試験片を採取した。引抜試験はインストロン型試験機を用い、3mm/min.の速さで試験を行なった。

表-1 試験鋼の化学成分と変態点

鋼種	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Nb	B	sol.Al	sol.N	Ac ₁	Ac ₃
A	0.12	0.24	1.42	0.011	0.006	0.05	—	—	0.58	—	0.036	0.004	0.028	0.0026	690℃	855℃
B	0.13	0.24	0.87	0.010	0.006	0.31	0.8	0.6	0.48	0.06	—	—	0.032	0.0063	705℃	845℃

3 実験結果

1) 材質にはよらず加熱温度と繰返数の影響

含NbのA鋼について、800℃~1000℃と50℃間隔の各温度で1~8回急熱急冷と繰返したものとそれぞれ650℃-30minの通常焼戻した場合の上部降伏点と2Vシマルピー破面遷移温度とを図-1に示した。

通常加熱焼戻した場合の上部降伏点は加熱温度が高くなるにつれて上昇する。一方、急熱急冷した場合の上部降伏点は800℃から850℃になると急激に高くなり、1000℃通常加熱の値と同等になって、850℃より温度が高くなるとほとんど変化しない。後者の場合、800℃では繰返数が多くなると上部降伏点が漸次降下して通常加熱した場合の値に近づく、しかし、850℃以上の温度では繰返数の影響はほとんどない。

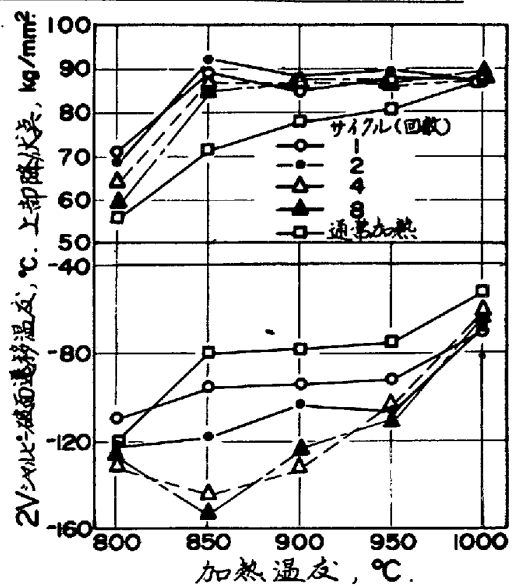


図-1 上部降伏点および破面遷移温度にはよらず急熱急冷処理の影響。

硬面遷移温度についてみると、温度の上昇にもかかわらず急速熱処理の効果はきわめて顕著である。800°C 加熱の場合、いずれの処理としてもその値は火差がない。しかし850°C加熱ではそれぞれの差が最も大きく、それ以上の温度では漸次差が縮まり、1000°Cでまたほぼ同一の値にあつまる。すなわち、850°Cのとき急速加熱の効果ももっとも顕著で、しかも繰返数が多くなる程遷移温度の低くなる。または8回の繰返しにより遷移温度は-140~-150°Cで、これは強皮、低温靱性ともに高入鋼に比較する値である。ただし、いずれの温度でも4回と8回とでは差がない。これは後述するよう4回繰返し位で組織的に一定になるためである。

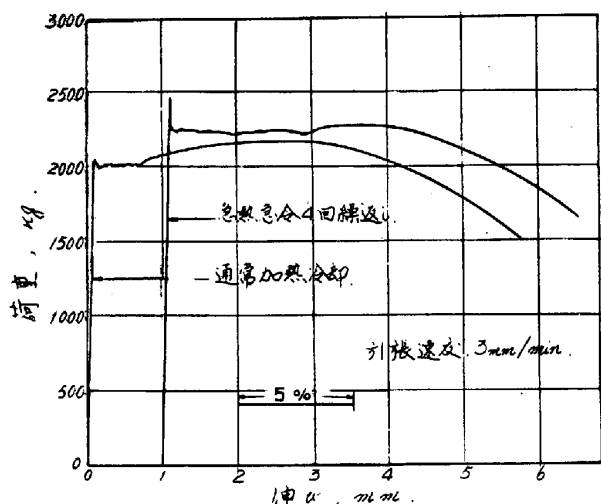


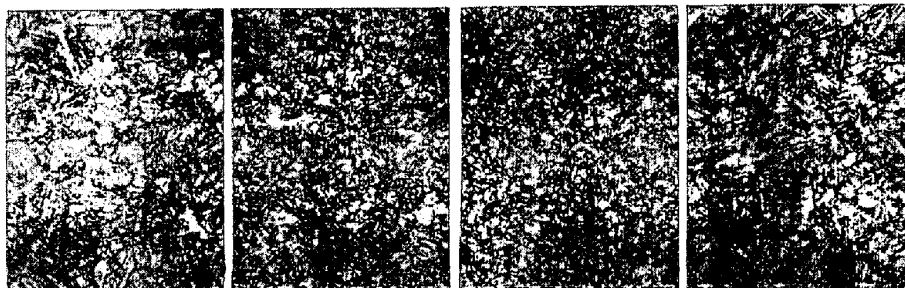
図-2 A鋼の代表的な引張荷重-伸び曲線を示す。

図-2はA鋼の850°C 通常加熱焼入と4回急速加熱焼入し、焼戻したものの荷重-伸び曲線を示す。急速加熱したものは上降伏点と下降伏点の差が大きい、上降伏点は降伏後の最高荷重より高い。また降伏伸びの著しく大きい特徴ある荷重-伸び曲線になる。これは850°Cで急速加熱したものの組織が微細なために転位が動きにくく、あるいは動きうる転位が少く容易に増殖しないことを意味している。

写真1は850°C 通常加熱したものと850°C-1, 2, 4回繰返し急速加熱したものとそれぞれ650°C-30min. 焼戻した組織である。明らかに通常加熱、急速加熱1回、2回、4回の順に組織が細かくなっている。特に4回繰

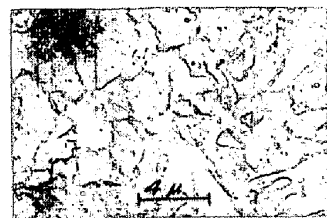
理したものの組織はかなり混粒で大きな粒々まじって1μ位の小さい結晶粒が認められる。(写真2参照)これは冷却時に析出した初析フェライトあるいは焼戻時の再結晶によって析出したフェライトであると

思われる。また急速処理条件別にみると、850°Cより加熱温度が高くなるにつれて組織が粗くなり、同一温度で繰返数が多くなる程細かくなる。しかしその傾向は4回程度で飽和する。800°Cの場合は組織の粗い未変態領域が大きく存



在し、繰返し数と多くすると粗い領域は漸次小さくなるけれども、8回ではまだかなり残っている。その変態した部分は非常に細かい。全体的にみると、850°C-4回程度がもっとも細かい。これはA鋼のAc3が855°C(通常加熱、急速加熱、さらに繰返してもAc3はほとんど変らない)であるから、Ac3附近の温度で急熱急冷と繰返した場合にほとんど細かくなるという従来の報告と一致している。^(2,3)以上述べたように急速加熱による組織の微細化効果が図-1に示した機械的性質に現われているとみてよい。

そこで図-3に結晶粒径と機械的性質との関係を示した。この場合、結晶粒径は特殊エッチによって出現した結晶粒界を800倍の写真上で切



断法により、ごく微細であつても粒界と思われる所を横切、全数と数え、平均結晶粒径として求めた。その結果今回得られたのもっとも細かい850°C-4, 8回急速加熱した場合の平均結晶粒径は2.7μであつた。写真2 A鋼を850°Cで4回急速

*過熱水素-希酸水溶液で化学研磨し、ライポソ下を加えルピフールで腐蝕。処理焼戻したレプリカ像

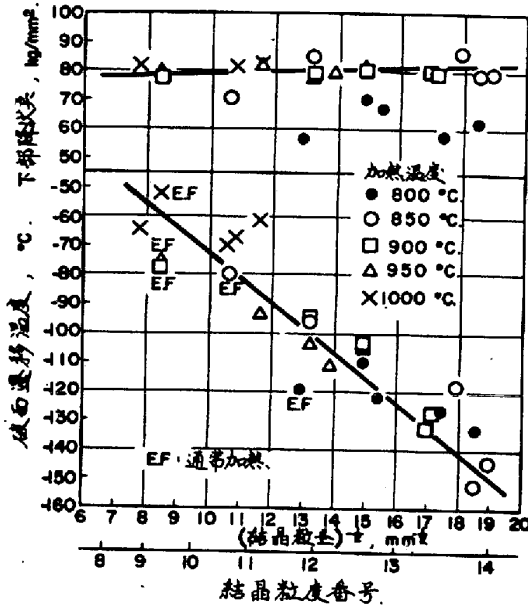


図-3 A鋼を各温度で急速、普通加熱焼入れ650°C-30min 焼戻しの場合の結晶粒径と機械的性質との関係

遷移温度はかなり狭い中の中に各実験値が入っており、通常加熱あるいは急速加熱いずれの手段で微細化しても鋼の表面遷移温度に対する効果は同じであると考えられる。

ii) 超微細粒鋼の焼戻挙動

繰返し急熱急冷による焼入れ組織は通常加熱焼入れしたものと同様にマルテンサイトの大きさ、炭素化合物の溶解、焼入れ性あるいは転位の密度、分布等に差があると考えられるので、当然焼戻挙動も異なるであろう。

図-4はA, B両鋼種について、850°Cで急熱急冷4回繰返しおよび通常加熱焼入れしたものと300~700°Cの各温度に30min. 焼戻した場合のそれぞれの引張強さと上部降伏点を示す。引張強さはいずれの鋼も予期に反して急速加熱と通常加熱との差はほとんどない。Ni-Cr-Mo-V系のB鋼で急速加熱したもののよう通常加熱した方に550°C付近における析出硬化が若干みられる程度である。(Mo-Nb系のA鋼中の炭素化合物は850°Cではほとんど溶解している。) 上部降伏点についてみると、急速加熱した方はいずれの鋼も高い値を示し、650°C付近まではば一様に焼戻しが進行するが、650°C以上は急に低下している。一方通常加熱したものは400°C付近で急激に低下し、400°C以上550~600°Cまでは変化が小さく、それ以上で再び急になる。合金元素の多いB鋼は全体的に高温側にしている。

次にこれらの表面遷移温度と図-5に示す。いずれの鋼も通常加熱したものは300°C付近に低温焼戻性が認められるのに対して、急速加熱したものは焼戻性のピークが400°Cで前者より高温側に移行しており、その後遷移温度は急激に低下

図-5でわかるように(平均結晶粒径)^{-1/2}の値が7~19の範囲におよぶにわらず、下部降伏点はほとんど変化を示さず、したがってHall-Petchの関係式を満してはいない。

R.A. Grangeは同様の方法で超微細粒鋼もHall-Petchの関係が成立することと述べ、鋼の組織によって勾配が変わり、ベイナイト組織の場合の勾配がもっとも小さくなることを示している。しかし、これを考慮しても本実験の勾配はならぬ。これは結晶粒径の測定法、特に微粒フェライトや焼戻マルテンサイトが混在するものと一律に数えたこと、またこの種の鋼(Nb-Mo系)は加熱温度が900°C付近以上から焼入れ、焼戻した場合、析出硬化が起る。したがって図-5の平均結晶粒径の大きい方は概して析出硬化が起っており、小さい方はそれが無い為に析出と微細化との効果が相殺されて勾配が小さくなったと思われる。

一方、表面遷移温度は実験値がバラついてはいるけれども、微細化の効果は非常に顕著である。この場合下部降伏点とは反対に析出と微細化との相乗効果によって勾配が大きくなっている。

また種々処理条件が異なっても、平均結晶粒径に対して表面

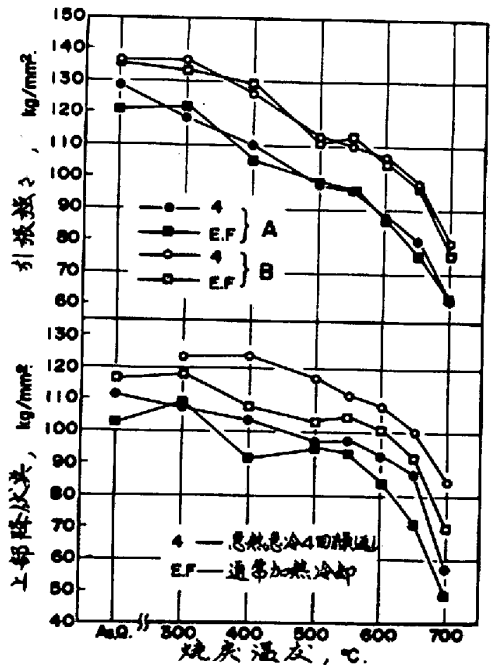


図-4 A, B鋼を850°Cで急熱急冷4回繰返しおよび通常加熱焼入れしたものと各温度に焼戻した場合の引張性質

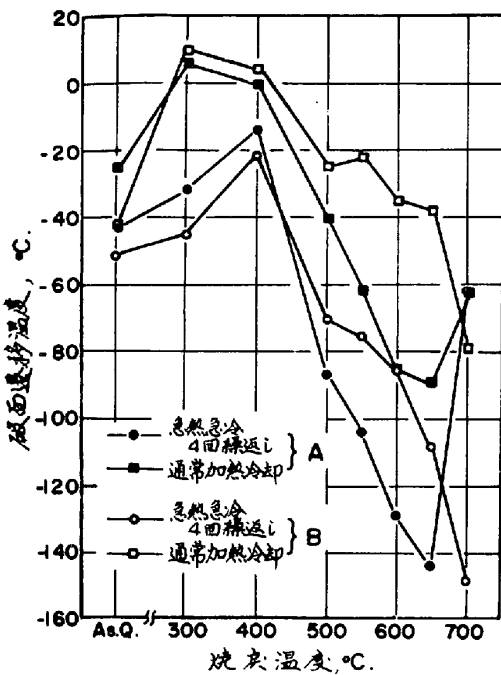


図-5 A, B鋼を850°C急熱急冷4回繰返しおよび通常加熱焼戻したものと各温度に焼戻した場合の破面遷移温度。

する。A鋼は急熱加熱、通常加熱いずれの場合もAc1(690°C)まで破面遷移温度は一様に低下し、B鋼は析出硬化する温度領域で脆化が起っており、図-5にみられる析出硬化よりもこの脆化の方に顕著に現われている。

これらとそれぞれ比較検討してみると、通常加熱したものはよく知られているように300°Cですでに鉄の炭化物が析出し、400°C附近ではそれらの凝集成長が起る。一方急熱加熱したものは空温でC原子の動きにくく、400°C附近になって急にC原子の動きが活発になることが予想される。これは焼入状態における固溶炭素量や転位密度等の差によるものであろう。また400°C~600°C焼戻しては急熱加熱したものの方が通常加熱したものより上相降伏角の大きいことから、前者の方が速く焼戻しが進行するものと考えられる。また両者の引張強さは差がないけれども、上相降伏角には差がある。したがって、微細組織は降伏初期の転位の動きにのみ影響するものと考えられる。

4 結言

以上の結果を總括的にみると、今回用いた80kg/mm²級高張力鋼は10°C/sec.位の加熱速度でAc₁附近の温度までの

急熱冷却と4回繰返すことにより平均結晶粒径が2μ程度に細粒化することができた。このような方法で細粒化したものは高い降伏角を示すとともに、きわめてすぐれた破面遷移温度を示し、従来の結晶粒径-遷移温度との関係と満ちている。たゞ多少問題と思われる方法で求めた平均結晶粒径がシメルピー破面遷移温度とよい相関性のあることは興味あることである。しかもこのような粒界の破面遷移温度と著しく下げ、かつ降伏強度と上げるのに対して、析出相は降伏強度を高めるに役立つけれども、同時に破面遷移温度と上げるのとは好対照をなしている。さらにこのように微細化することによって鋼の粒界領域が多くなることから、焼戻挙動に種々の影響があると考えられるが、まだ明らかでない英が多いので、これらについては今後研究を重ねて行くつもりである。

これらは鋼の強度靱性にはおよび結晶粒界および析出相の影響について多く示唆していると思われる。著者等はすでに報告したように、別の観点から脆性破壊と結晶粒径とに興味をもっているので、それらと合せて超微細鋼の破壊特性に関する討論の参考にして頂きたいと考えている。

文献

- (1) R.A. Grange; Trans. ASM, 59 (1966), 26.
- (2) 三ヶ島, 迎, 藤村; 溶接冶金研究委員会資料, 第36回(1969), No. WM-243-69.
- (3) 森, 田向, 神崎, 岡野; 日本金属学会春秋講演概要, 1969, 3, P198.
- (4) 金沢, 三波, 鈴木, 今野; 鉄と鋼, 54 (1968), No. 10, 365.