

討10 18Cr-12Ni鋼の高温加工焼入および熱冷加工

金属材料技術研究所

山崎道夫
小泉裕

1. 緒言

18Cr-12Ni系オーステナイト鋼のクリープ破断特性を改善する目的で2種類の加工熱処理を与えたが、今回はクリープ破断特性には触れずに常温の引張特性、特に強度と延性の関係について述べる。

2. 実験方法と試料

※1の加工熱処理は細粒で炭化物の固溶化が完全な状態を得るための高温加工焼入で、表1のMとS鋼を高温で溶体化後溝ロールで圧延し再結晶させて細粒化した後直接焼入した。これを便宜上圧延焼入と呼ぶ。なお、S鋼はPを含むため時効硬化

表1 鋼の化学組成

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	N
M	0.22	0.59	1.48	0.003	0.015	12.1	17.20	2.06	0.02/3
S	0.15	0.60	1.55	0.253	0.011	11.66	17.87	1.94	0.0155
K2	0.25	0.78	1.51	0.002	0.010	12.04	17.72	—	0.0132
K4	0.25	0.73	1.49	0.003	0.010	11.96	17.57	2.45	0.0132

が著しい。※2の加工熱処理は、いわゆる熱冷加工で、表1のK2とK4で示した鋼を溶体化後冷後850°Cで2hr時効し引き続きその温度で溝ロールを用いて圧延する。析出炭化物のため850°Cでは再結晶せず結晶粒は圧延方向に伸び加工硬化が生じる。

3. 実験結果

3.1. 圧延焼入材の組織について：予備実験の結果、再結晶を完全に起こさせて細粒とするため、30mm角の棒を1250°Cで1.5hr加熱溶体化後、溝ロールを用いて6パスで16mm丸とし焼入した(加工度約78%)。圧延に要する時間は20~25秒であった。この処理をR.Q.と略記する(Rolling+Quench)。各パス間で約10秒材料を保持し材料を急冷させながら全体で70~90秒かけて圧延すると、固溶化と細粒化の他に加工硬化も与えることができる。これを冷却圧延焼入と呼び、C.R.Q.(Cooled Rolling+Quench)と略記する。C.R.Q.の最終温度は表面で1100°C程度である。また、16mmの棒に1160°C×1hrの普通の溶体化処理を与え、上記の処理と比較した。普通の溶体化処理、R.Q.およびC.R.Q.処理した時の結晶粒度番号は、それぞれ、ほぼ3, 8~9, 10~11であった。C.R.Q.材は圧延方向に結晶粒が少し伸びている。また、上記3種の処理後炭化物はほぼ完全に固溶していた。写真1はS鋼をC.R.Q.処理したときの組織で、転位密度高く、また複雑なコンターの存在はミクロな分布をきた残留応力による歪のためと考えられる。

3.2. 熱冷加工材の組織：熱冷加工の加工度は0~90%の範囲に変化させたが、写真2にK4鋼を62%熱冷加工した時の圧延方向に平行な断面の組織を示した。写真3はK4鋼を76%熱冷加工した時の透過電顕組織でサブグレインがよく発達している。加工度がより小さくとセルに近い状態になる。

3.3. 引張試験結果：引張試験の結果を耐力と破断後リとの関係で示すと図1~3のようになる。図1と2は1160°C×1hrWQ, R.Q., および

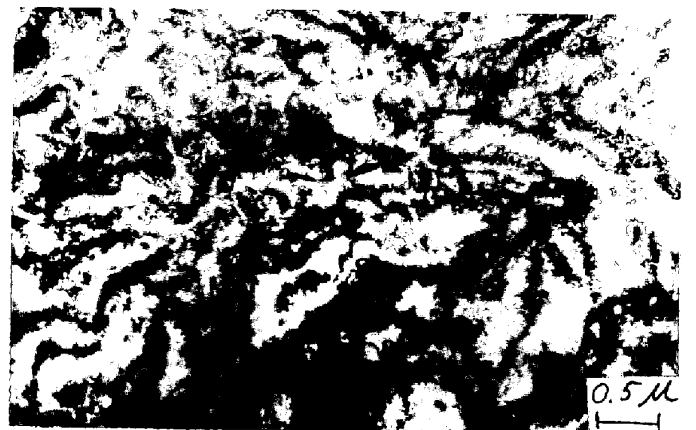


写真1 C.R.Q.処理後のS鋼の透過電顕組織

'72-A100

C.R.Q.を行ったまゝ、およびそれに種々な時効処理を付したM鋼とS鋼の結果である。時効は650℃と700℃でそれぞれ時間を変えて行なっている。図3は熱冷加工したK2鋼とK4鋼の結果で、図中の数字1~5の順に加工度が增大しており、数字0は加工を付していない場合である。各図中にCrucible 1383 (12Cr-15Ni鋼)に冷間加工を付した場合の耐力と破断伸びとの関係とを比較のため示してある。同じ耐力で比較して本実験の試験片の伸びが冷間加工した12Cr-15Ni鋼より大となることはなかった。しかし本実験の方法の特徴は、加工が熱間で行な



写真2 850℃で62%熱冷加工したK4鋼の組織(圧延方向=水平)

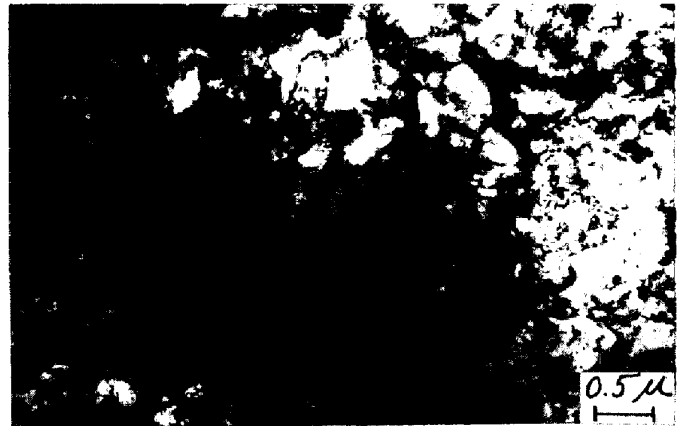


写真3 850℃で76%熱冷加工したK4鋼の透過電顕組織

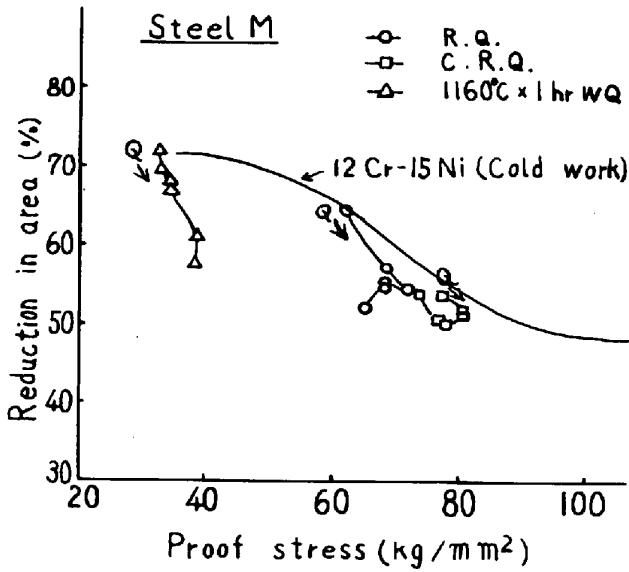


図1 M鋼の耐力と破断伸びの関係(Q印は時効なし、以後矢印の方向へ時効が進行)

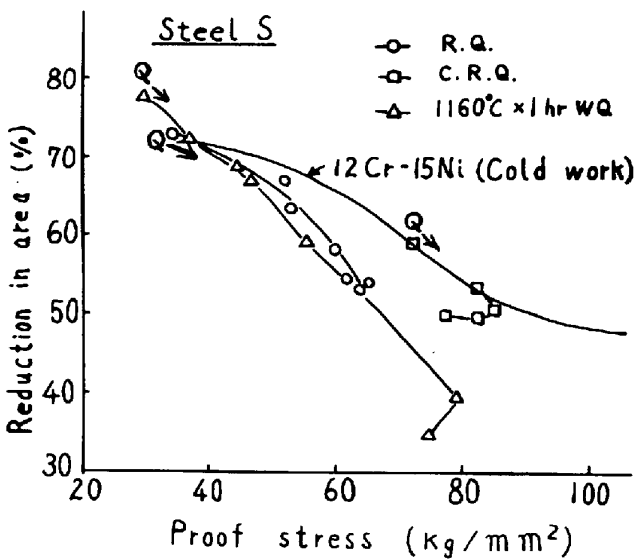


図2 S鋼の耐力と破断伸びの関係(Q印は時効なし、以後矢印の方向へ時効が進行)

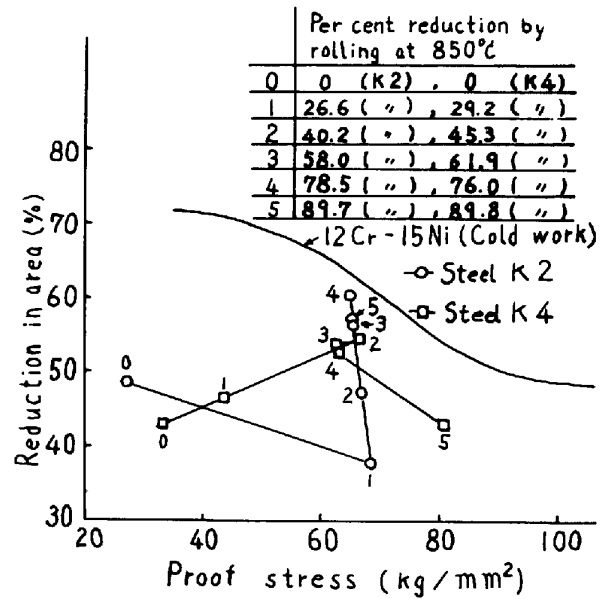


図3 K2, K4鋼の耐力と破断伸びの関係(数字の0の実は850℃x2hr時効のまゝで加工している試験片)

と、およそ C.R.Q. 処理した S 鋼では時効により耐力の増加する範囲では耐力と伸びの両方が良好であり (Crucible 1383 と一致)、時効後にその性質が得られることは加熱に耐えることを意味していることである。

3.4. 破面の観察:

写真 4 から 9 は引張破面の中心を走査電顕で観察した代表的な結果である。S 鋼を R.Q. 処理して 700°C x 2hr 時効すると粒界割れが見られるが (写真 5)、同じ鋼を C.R.Q. 処理して 700°C x 2hr 時効しても粒界割れは現われない (写真 7)。また K4 鋼を 850°C x 2hr 時効したままでは粒界割れが見られるが (写真 8)、これを熱冷加工して行くと次第に粒界割れが減少してゆく (写真 9)。このような結果と図 1 ~ 3 とを比較してみると、冷間加工した 12Cr-15Ni 鋼の曲線とほぼ一致している試験片では粒界割れが認められないが、それより下側 (耐力に比して伸びが小さい) にある試料では粒界破壊が生じている。



写真 4 R.Q. 処理したまの S 鋼の破面の中心部



写真 5 R.Q. + 700°C x 2hr 時効の S 鋼の破面の中心部

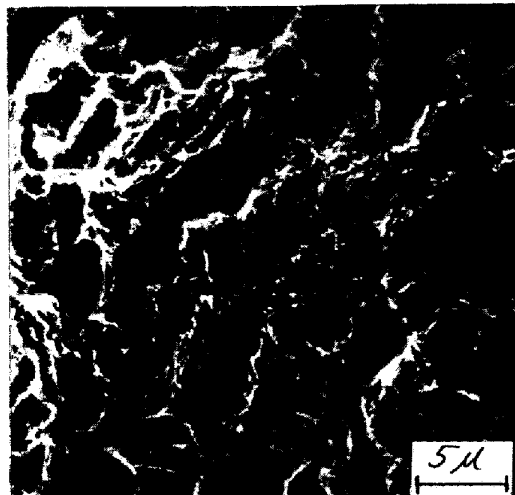


写真 6 C.R.Q. 処理したまの S 鋼の破面の中心部

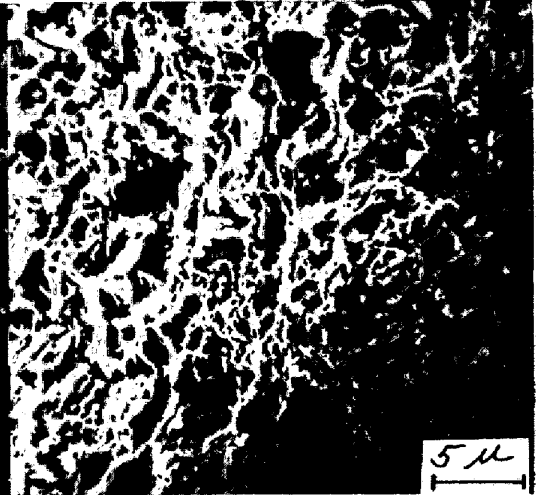


写真 7 C.R.Q. + 700°C x 2hr 時効の S 鋼の破面の中心部



写真 8 850°C x 2hr 時効した K4 鋼の破面の中心部

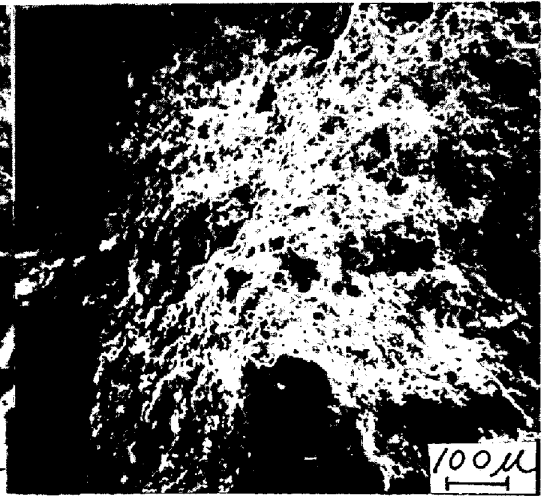


写真 9 850°C で 76% 加工した K4 鋼の破面の中心部

4. 考察

得られた真応力-真歪曲線を理想化して図式的に示すと図4~6のようになる。図4は、耐力が時効によって増加しても真破断応力がほとんど低下せず(図中点1~3) 過時効になって耐力が低下して行く範囲では真破断応力も低下して行く(点4,5) 場合で、図2のS鋼をC.R.Q. 処理した場合に相当する。図4の1~3点からわかるように、真破断応力が低下しなくても耐力が上昇することによってのみ真破断歪(破断後残り)が低下する。耐力が増加しても真破断応力は上昇せず少なくともこの図の1~3点のように低下しないのが最も良い条件と考えられるので、この条件下での耐力-絞り曲線が最も理想的なものである。

図5は、耐力が時効によって増加する範囲ですでに真破断応力の低下が起る場合で、耐力-絞り曲線はわずかの時効により理想的な曲線(12Cr-15Ni)より下に来る。これは図2のS鋼をR.Q. 処理または1160°C X 1/8 WQした場合、および図1のM鋼をR.Q. 処理した場合に相当する。図6は時効により耐力はほとんど変化せず真破断応力が低下する場合で、図1のM鋼を1160°C X 1/8 溶体化して時効した場合に相当する。

図3のK2鋼で1~4へ向って熱冷加工の加工度の上昇と共に、耐力が変化せずに絞りのみ増大しているが、これは図6で上記と逆に5~1の方向に真破断応力が加工と共に増大していることによる。

以上のように、真破断応力の変化が耐力-絞り曲線の位置を主として決定しているが、その真破断応力を変化させる主因は、上述の破面の観察結果から、時効による粒界割れの出現(真破断応力の低下)、あるいは逆に熱冷加工度の上昇による粒界破断の抑制(真破断応力の上昇)であると考えられる。つまり、この実験の範囲内では、理想的な耐力-絞り関係より性質が劣化する為の原因は粒界割れによる真破断応力の低下である。さらに、粒界割れの難易には、粒度、粒界析出、歪延による結晶粒の伸長などが影響しているようであるが、まだ不明の点が多い。

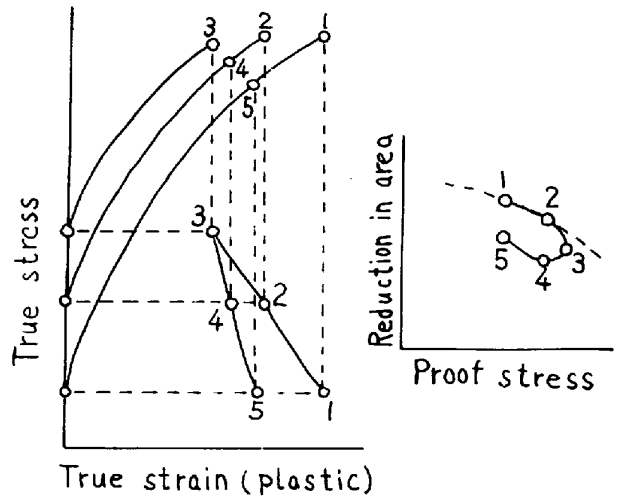


図4 真応力-真歪曲線の説明図(その1)

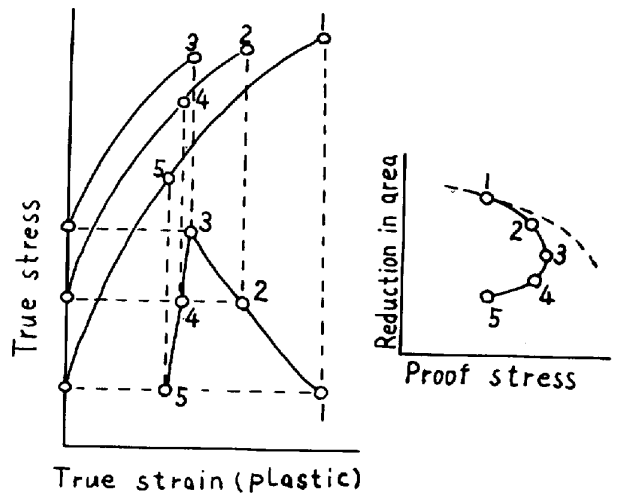


図5 真応力-真歪曲線の説明図(その2)

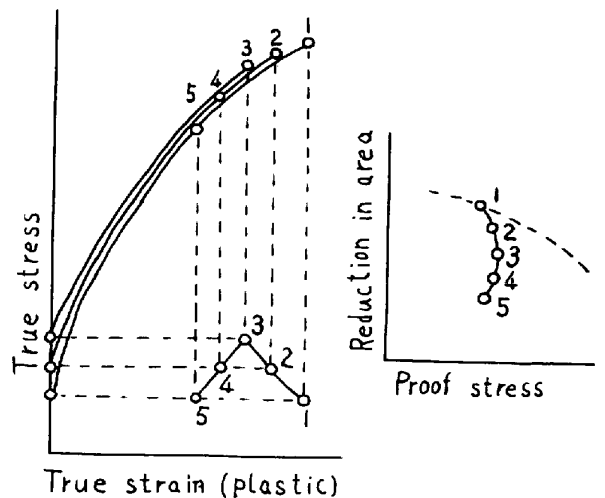


図6 真応力-真歪曲線の説明図(その3)

(1) ステンレス鋼便覧(日刊工業, 昭36年) p.350.