

総 説

焼もどし脆化の迅速検出法としての ステップクーリング法の問題点

川上博士*、玉置維昭**

Hiroshi KAWAKAMI, Koreaki TAMAKI

(*機械工学科 Department of Mechanical Engineering

**三重大学名誉教授 Professor Emeritus of Mie University)

(Received September 16, 1999)

Abstract

In alloy steel constructions, temper embrittlement arises occasionally when they were used at 725K for as long as 10000h. Such the temper embrittlement is usually difficult to be artificially reproduced in laboratory, and hence, some rapid experimental procedure is required. Step-cooling heat treatment which was proposed by G. C. Gould has been used conventionally as a rapid procedure. However, effectiveness of this method is not yet analyzed from the metallurgical point of view. The present authors discussed the Gould's original paper referring their own experimental results, and proposed the following points. (1)Gould's step-cooling is valid mainly for Ni-Cr-Mo-V steels in which temper embrittlement arises in a shorter time range but not valid for Cr-Mo steels in which it arises in a long time range. (2)Temper embrittlement can be reproduced in Cr-Mo steels if some modified step-cooling processes which are made on the basis of the results of isothermal tempering, are applied. (3)The present authors proposed a new method that the beginning time period of temper embrittlement at 725K is estimated from those of the higher temperatures.

Key words: step-cooling, temper embrittlement, Ni-Cr-Mo-V steel, Cr-Mo steel, isothermal tempering, rapid experimental procedure.

1. 緒言

合金鋼は炭素鋼にくらべて強度、靱性、耐熱性および耐摩耗性に優れ、重要な機械および装置に使用されている。しかし、合金鋼(とくにNiおよびCrを含むもの)は焼もどし脆化を生じやすいという欠点をもっている。焼もどし脆化(Temper Embrittlement)は次のように定義される。「焼入れされた鋼が焼もどされるとき、焼もどしの進行(温度上昇または時間経過)とともに室温付近の靱性(衝撃値)が改善されるのが通例であるのに、かえって靱性が低下する場合がある。このような異常現象を総称して焼もどし脆化と呼ぶ。」[1]

焼もどし脆化は次のような場合に発生する。①通常の熱処理作業として、焼入れ材を825K~875Kで短時間(数時間)焼もどしたとき。②調質材(焼入れ材・焼もどし材)が675K~775Kの温度に長時間保持されたとき。③調質材および非調質材の溶接部が675K~775Kの温度に長時間保持されたとき。

①の短時間型焼もどし脆化は、機械構造用Ni-Cr鋼などにおいて古くから観察されているものであり、この鋼種の焼もどし脆化は現在、不純物の含有量を少なくすること、少量のMoを添加して不純物の害を除くことおよび焼もどし温度(通常875K)から急冷すること、によって回避されている[2]。

現在問題になっているのは、低合金耐熱鋼(溶接構造用Cr-Mo鋼など)に生じる②および③の焼もどし脆化である。この鋼種はクリープ強度および高温静的強度に優れ、溶接性が良好であるため、ボイラー、圧力容器、高温高压反応装置などの重要装置にひろく適用されている。しかしこれらの装置を高温で長時間使用した場合、長時間の焼もどしを受けることになり、長時間域特有の焼もどし脆化を生じる。この場合の焼もどし脆化は例えば、ボイラーが400~500℃の運転温度で10000~100000時間(1.2~11.6年)使用された後に現れる現象であり、ボイラーの寿命を支配する現象である[3,4]。

このような長時間域で生じる焼もどし脆化を実験室で再現する場合、なんらかの加速実験が必要とされる。一つの加速実験法としてステップクーリング(step cooling)法が我が国で利用されている。これは米国GE社のGouldがその論文(1967年)[5]中で発表したものであり、我が国ではGEステップクーリング法と通称されている。この方法では、高温域から400℃以下の温度域まで段階的(step)に冷却した試験片について焼もどし脆化の発生状況をしらべ、その結果から400~500℃で起きる焼もどし脆化を類推するものである。この方法は現在、我が国でひろく利用されている[6-9]とはいえ、この方法の妥当性そのものについては、ほとんど検討されていない。

本稿は、400~500℃で起きる焼もどし脆化を、ステップクーリング法によって予測することが可能かどうかを冶金学的に検討したものである。

2. 焼もどし脆化の検出方法

焼もどし脆化の発生は、シャルピー衝撃試験における遷移温度の上昇としてとらえられる。図1(a)に示すように、鋼は室温以上の温度では破壊時に大きなエネルギーを吸収する、すなわち靱性が高い状態にある。しかし低温では、ほとんどエネルギーを吸収しないで破壊する。この場合に靱性が高い状態からきわめて低い状態に移る温度をエネルギー遷移温度(energy transition temperature; TrE)とよぶ。TrEは通常、吸収エネルギーの上棚値(upper-shelf energy; USE)の半分の吸収エネルギー値を与える温度として示される(図1(a))。またはある特定の吸収エネルギー値を与える温度を採用する場合がある。

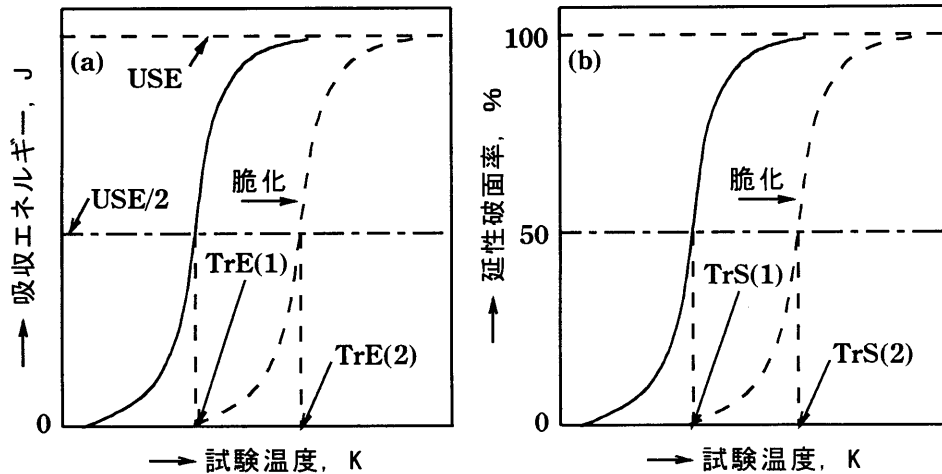


図1 遷移曲線、遷移温度および焼もどし脆化の説明図

靱性が高い状態で破壊した試験片には延性破面が観察されるのであるが、靱性の低下とともに延性破面の面積が減少し、脆性破面の面積が増大する。50%の延性破面率を与える温度を破面遷移温度(fracture-appearance transition temperature; TrSまたはFATT)とよぶ。一般にTrSとTrEはほぼ等しい。

焼もどし脆化が起きたとき、正常な状態の鋼の遷移温度TrE(1)またはTrS(1)がTrE(2)またはTrS(2)のように高温側に移行する。

3. 焼もどし脆化が生じる温度・時間領域

ステップクーリング法の妥当性を検討するためには、焼もどし脆化が生じる温度・時間領域に関する知見が必要とされる。本章では本著者らの実験結果[10,11]をもとにこの温度・時間領域について説明する。

本著者らは次の化学組成の2 1/4Cr-1Mo鋼を用い、焼入れ材を直接焼もどした場合、および975K、5hのSR(応力除去焼なまし; stress-relieving)処理後に焼もどした場合について、焼もどし脆化をしらべた。

C: 0.14, Mn: 0.56, P: 0.006, S: 0.002, Si: 0.16, Ni: 0.13, Cr: 2.17, Mo: 0.90 (mass%)

直接焼もどしおよびSR処理後の焼もどしにおける加熱冷却履歴をそれぞれ図2(a)および(b)に

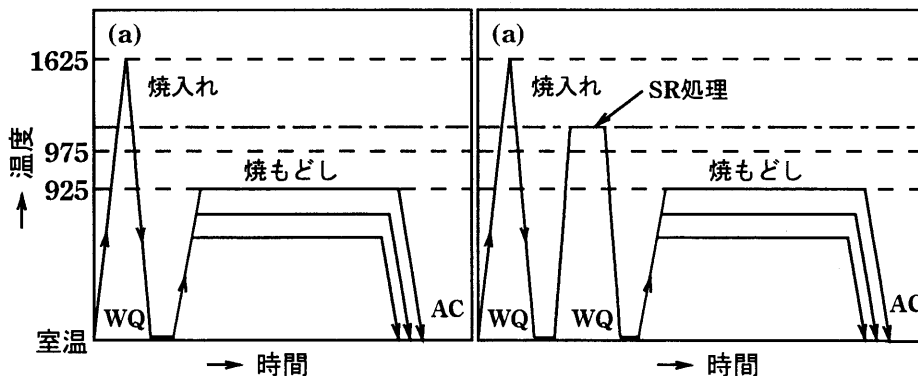


図2 2 1/4Cr-1Mo鋼の焼もどし脆化実験における試験片の加熱・冷却履歴; (a)直接恒温焼もどし、(b)SR処理後の恒温焼もどし; WQ: 水焼入れ、AC: 空冷

示す。なお、この場合の焼入れ温度1675Kは、溶接熱影響部(heat affected zone; HAZ)が経験するものであって、一般の熱処理における焼入れ温度の約1200Kよりも高いことをことわっておく。

また、これらの実験ではハーフ・サイズ(5×10×55mm)の2mmV切欠き付きシャルピー試験片を用い、遷移温度として30ft-lbの吸収エネルギーを与える温度 vTr_{30} を採用している。

3.1 直接焼もどしにおける焼もどし脆化[10]

(1) 焼もどし脆化の種類

775Kから925Kまでの焼もどし温度について、焼もどし時間の経過にもなう遷移温度 vTr_{30} の変化を示すと図3(a)~(g)[10]のようになる。図中の実線は vTr_{30} のプロットを結んだものである。また、点線は焼もどし脆化が起きない場合を想定して描いたものである[12,13]。

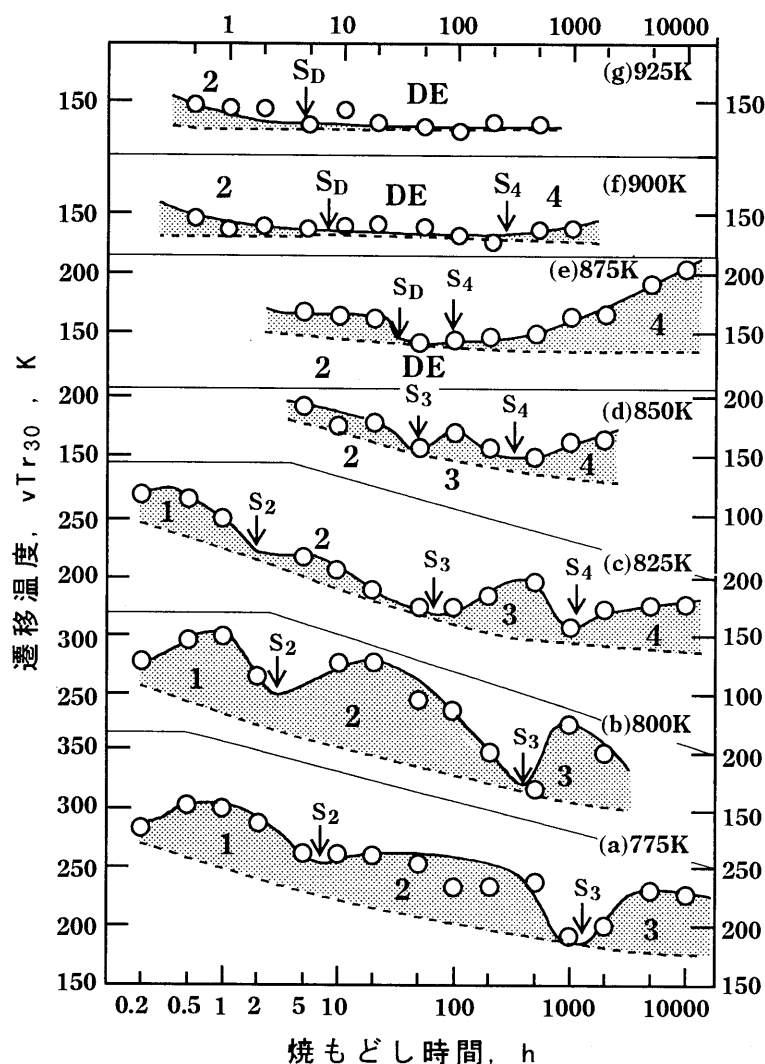


図3 vTr_{30} -焼もどし時間曲線上に現れた各種焼もどし脆化；直接恒温焼もどし；
2 1/4Cr-1Mo鋼[10]

各焼もどし温度における vTr_{30} -焼もどし時間の曲線にはそれぞれいくつかの「山」(脆化-時間領域)が見られる。これらの山がそれぞれ別種の焼もどし脆化によって生じたものと考え、隣接する焼もどし温度ごとにこれらの山を対比させて、焼もどし脆化を分類した。

焼もどし温度775Kの曲線には、3つの山(脆化)が見られる。これらの脆化に短時間側から順に第1、第2および第3の脆化とよぶ。また「谷」のところを第2および第3の脆化の開始時期と考え、それぞれS₂およびS₃の記号を付けた。800Kおよび825Kの場合にも、第1、第2および第3の脆化が見られる。これらの脆化を生じる時期は焼もどし温度の上昇とともに短時間側に移行する。

825Kの場合にはこれらの他に1000h付近(S₄)から第4の脆化が現れる。さらに850Kにおいて3つの脆化が見られるのであるが、これらは825Kにおける第2、第3および第4の脆化に対応するものと考えられる。

焼もどし温度875Kでは、50h付近で第2の脆化が消失し、このあと70h付近から長時間型の脆化、すなわち第4の脆化が顕著に起きる。900Kでは、300h付近(S₄)まで脆化を生じない状態、すなわち脱脆化状態が続き、このあと第4の脆化が始まる。925Kでは、脱脆化状態が長く続く。

(2)焼もどし脆化図

以上の実験結果をとりまとめて、焼もどし温度(T)-時間(t)図中に脆化領域を記入すると図4のようになる。この図では1/Tおよびlog tを等間隔目盛りで示し、これに対応する位置にT(K)およびt(h)を付記した。

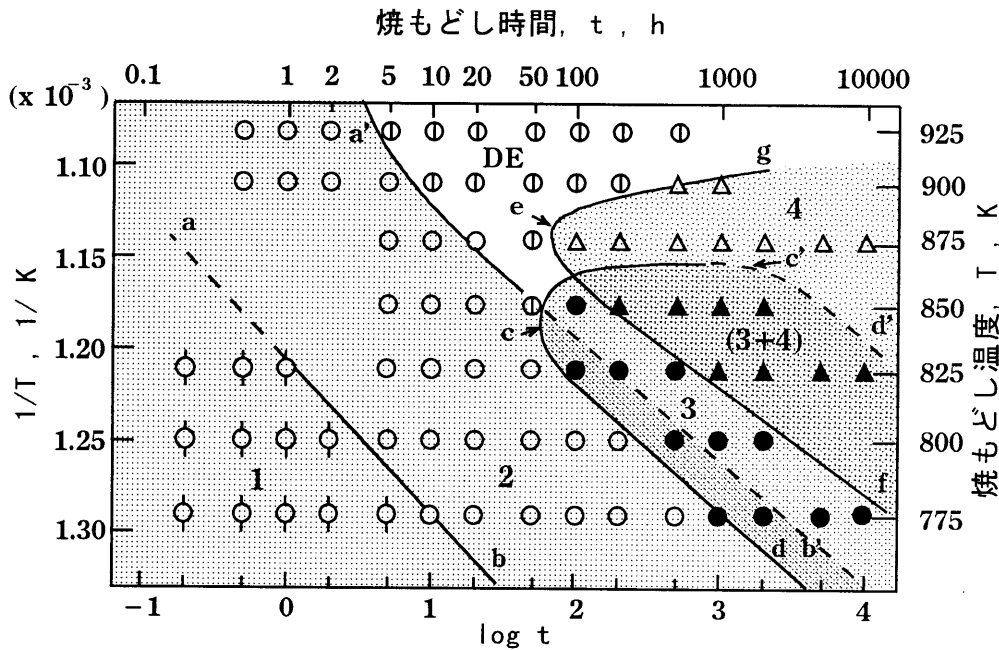


図4 直接恒温焼もどしにおける焼もどし脆化図；
 2 1/4Cr-1Mo鋼；○ 第1の脆化、○ 第2の脆化、
 ● 第3の脆化、△ 第4の脆化、▲ 第3+第4の脆化、
 ⊙ 脱脆化状態 [10]

以下同図における4つの脆化および脱脆化状態について説明する。

第1の脆化(○印): 直接焼もどしにおいて、最初期に現れるもの。従来、「低温焼もどし脆化」とよばれている。

第2の脆化(○印): 直接焼もどしの短時間域に現れるもの。第3および第4の脆化(●、▲、△印): 長時間の焼もどし後に現れるもの。古くから単に「焼もどし脆化」と通称されているものであって、Gouldが検出しようとしたのはこの種の脆化である。なお、この温度・時間領域で生じる焼もどし脆化は、従来「通称焼もどし脆化」1種類だけと考えられていたのであるが、本著者の研究の結果、

通称焼もどし脆化は第3および第4の2種類の焼もどし脆化に分けられることがわかった[10]。図4における●印は第3の脆化だけ、△印は第4の脆化だけ、▲印は両者が共存する領域を示している[10]。第3および第4の脆化は、それぞれ850Kおよび875Kでは100hのような短時間域から現れはじめるのに対し、775Kではそれぞれ1000hおよび10000hのような長時間域にいたってはじめて現れる。

3.2 SR処理後の焼もどしにおける焼もどし脆化

SR処理後の試験片を775Kから925Kの各温度に焼もどしたときの焼もどし時間と vTr_{30} との関係を図5[11]に示す。焼もどし前、すなわち975K、5hのSR処理のままの試験片では脱脆化状態になっている。図中の点線はSR処理後の脱脆化状態における vTr_{30} 値(111K)である。

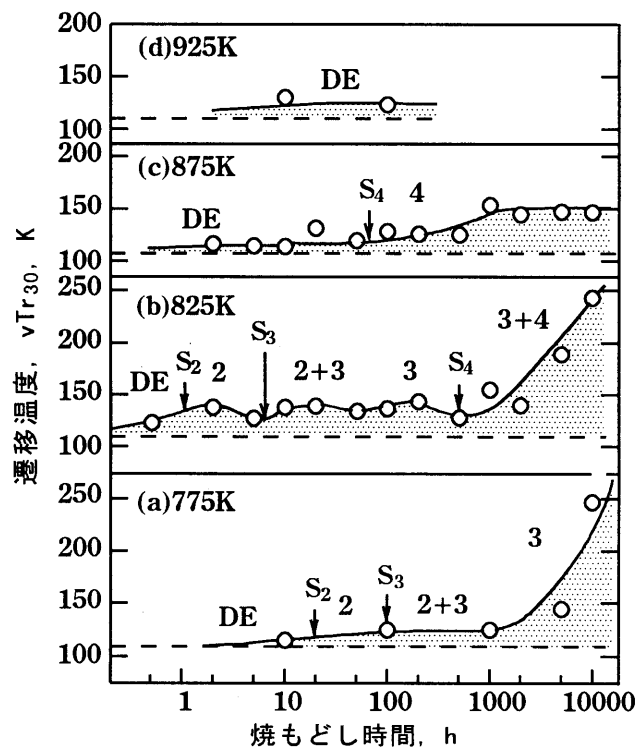


図5 vTr_{30} -焼もどし時間曲線上に現れた各種焼もどし脆化；SR処理後の恒温焼もどし；2 1/4Cr-1Mo鋼[11]

焼もどし温度775Kでは、 S_2 および S_3 の時点からそれぞれ第2および第3の脆化がわずかに現れ、5000h以降において第3の脆化が顕著に現れる。

温度825Kでは、 S_2 および S_3 の時点からそれぞれ第2および第3の脆化がわずかに現れ、 S_4 の時点から第3の脆化に第4の脆化が重なって現れる。

温度875Kでは、時間 S_4 から第4の脆化がわずかに現れる。温度925Kでは、脱脆化状態が長くつづく。

以上の実験結果を総合して、SR処理後の焼もどしにおける脆化図を構成すると図6[11]のようになる。図中に第2から第4の脆化の領域を2から4の記号で示す。

SR処理後の試験片を焼もどした場合、第1の脆化は現れない。また、第2の脆化はごくわずかに現れるにすぎない。第3および第4の脆化は、直接焼もどしの場合にくらべて早い時期から現れる

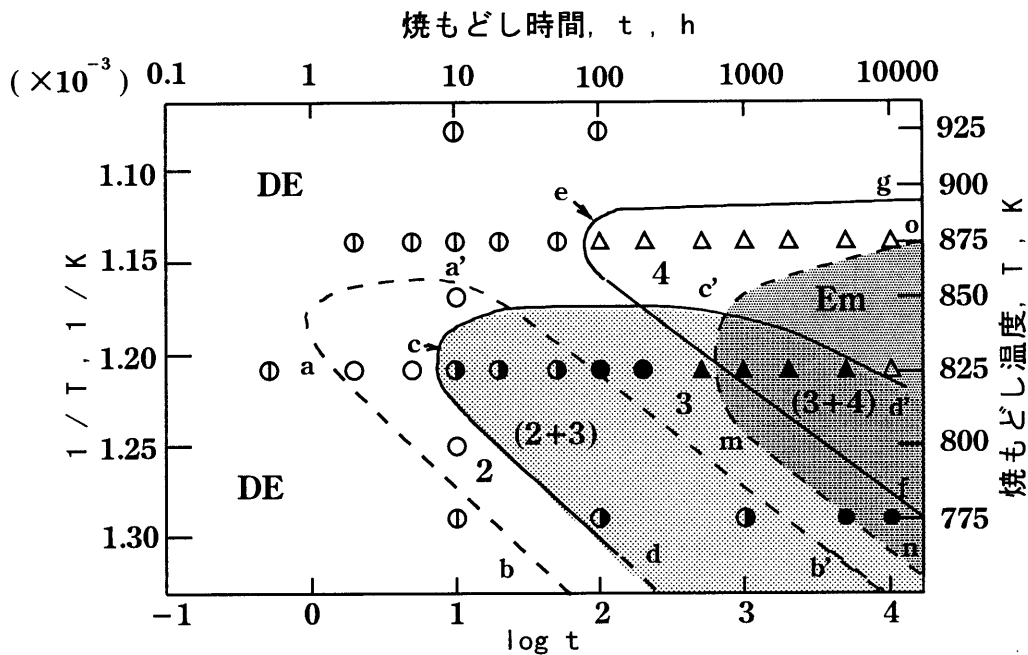


図6 SR処理後の恒温焼もどしにおける焼もどし脆化図；
 2 1/4Cr-1Mo鋼；○ 第2の脆化、● 第3の脆化、
 △ 第4の脆化、▲ 第3+第4の脆化、⊙ 脱脆化状態、
 Em：脆化が顕著に現れる領域[11]

よくなるが、短時間域での脆化量はわずかである。しかしこれらの脆化は、1000h以降のEmと記した領域において顕著に現れる。

4. Gouldによるステップクーリング法

「ステップクーリング(step-cooling)法」という名称は、米国、GEの材料加工研究所のG.C.Gould氏の論文[5]に記載されていたものである。この方法そのものは、Gould氏が特定のNi-Cr-Moの焼もどし脆化をしらべるための一手法としてたまたま採用したものであって、それ以外の各種鋼材に一般に適用できるとは考えにくい。また「ステップクーリング法」という日本語の語感から、「ステップ状に冷却すること」そのものが重要なプロセスとして認識されているかも知れない。この点を正當に理解していただくため、同氏の論文"Long time isothermal embrittlement in 3.5Ni, 1.75Cr, 0.59 Mo, 0.20C steel(1967)"[5]を引用して、同氏自身がステップクーリング法のことをどう扱っているかを紹介したい。

4.1 Gouldの研究の本来の目的

1967年当時、タービン発電機のローターが大型化するすう勢にあり、これにともなって従来のNi-Mo-V鋼(3.5%Ni, 0.5%Mo, 0.1%V, 0.2%C)の代わりにより高強度のNi-Cr-Mo-V鋼(3.5% Ni, 1.75% Cr, 0.5%Mo, 0.1%V, 0.2%C)が使われはじめた。しかしこの種の鋼材では焼もどし脆化を生じやすいことが経験的に知られていた。GEの大型タービン部門では調査研究チームを作り、18種のNi-Cr-Mo-V鋼における焼もどし脆化について調査した。そのうちステップクーリング実験に供した12種の鋼材の化学組成を表1[5]に示す。

表1 Gouldの実験に使用されたNi-Cr-Mo-V鋼の化学組成 (mass%) [5]

鋼の記号	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V
FAY	0.29	0.58	0.34	0.008	0.008	3.35	1.69	0.46	0.14
FAZ	0.21	0.02	0.28	0.007	0.014	3.53	1.59	0.49	0.11
FBD	0.23	0.03	0.31	0.007	0.010	3.58	1.79	0.49	0.14
FBE	0.23	0.04	0.29	0.007	0.010	3.52	1.70	0.48	0.12
FBG	0.26	0.05	0.34	0.010	0.011	3.66	1.79	0.36	0.13
FBH	0.27	0.01	0.26	0.012	0.014	3.52	1.81	0.42	0.12
FBJ	0.20	0.03	0.29	0.010	0.013	3.54	1.56	0.37	0.09
FBK	0.27	0.30	0.24	0.012	0.010	3.44	1.72	0.54	0.09
FBL	0.25	0.02	0.26	0.010	0.023	3.57	1.77	0.50	0.07
FBM	0.25	0.03	0.39	0.010	0.019	3.55	1.83	0.38	0.10
FBN	0.23	0.03	0.32	0.007	0.013	3.49	1.71	0.53	0.09
FBP	0.27	0.01	0.36	0.010	0.014	3.48	1.77	0.41	0.09

4.2 Gouldが行った実験

タービンローター鍛造材の重量は最大68tonであり、直径は最大1.5mである。この大きさの鍛造材では、865Kで長時間焼もどしたあと、この温度から徐冷するという熱処理が必要とされるのであるが、このときの徐冷のために熱処理終了時において若干の脆化を生じる。この熱処理終了後の試験材の破面遷移温度FATT(O)を求め、865Kの温度から水冷した試験片の破面遷移温度FATT(WQ)と比較した。次に鍛造材中央部から採取した試験材を615、670および725Kに保持した炉に入れ、3000hから40000hの恒温焼もどしを施した。これらの試験材の破面遷移温度FATT(IT)を求め、FATT(WQ)またはFATT(O)との差を脆化量とした。

さらにステップクーリング処理を施した試験片について破面遷移温度FATT(ST)を求め、FATT(WQ)との差を脆化量とした。ステップクーリングの熱処理は次のような6段階の恒温保持－冷却の過程から成っている。

- ① 試験片を865Kに保持した炉に入れる。
- ② 810Kまで炉冷し、15h保持する。
- ③ 795Kまで炉冷し、24h保持する。
- ④ 770Kまで炉冷し、48h保持する。
- ⑤ 740Kまで炉冷し、72h保持する。
- ⑥ 590Kまで炉冷したあと、室温まで冷却する。

この方法はローター材の熱処理で生じる脆化よりも、より大きい量の脆化を生じさせる熱処理法として考案されたものである。この方法によれば、同じ時間の恒温焼もどしで得られるものより、より大きな量の脆化を生じることがわかっている(以上原文のまま)。さらにこの方法では試験片が脱脆化状態になる温度865Kを冷却の起点としているので、冷却後に得られる脆化はステップクーリ

ング過程で生じたことになる。

4.3 Gouldの実験結果

Gouldは、恒温焼もどし法で得られた脆化量を原論文のTable 1およびFig.1～Fig.9に示している。また、ステップクーリング法で得られた脆化量をTable 1に並記している。ステップクーリング法による結果の説明の中でGouldは、この方法で焼もどし脆化が検出できることを指摘している。しかしそれと同時に、「恒温焼もどし法およびステップクーリング法で得られた脆化量の間には、Powersがさきに指摘したような相関はない」とも云っている。表2[5]はステップクーリング法および恒温焼もどしにおける脆化量(FATT(WQ)を基準としたときの遷移温度の上昇量)について、相互に比較できるものを本著者が抜粋して表にしたものである。この表によればステップクーリング法および20000hの恒温焼もどしの両方法において大きな脆化を示す鋼種(下線を付けたもの)はそれぞれ異なっていることがわかる(本著者註)。

表2 ステップクーリングおよび恒温焼もどしによる脆化量の比較; Gouldによる [5]

鋼の記号	ステップクーリングによる脆化量, K	20000hの恒温焼もどしによる脆化量, K		
		615K	640K	725K
FAY	<u>333</u>	308	<u>380</u>	<u>455</u>
FAZ	319	302	<u>380</u>	361
FBD	316	280	<u>380</u>	364
FBE	319	297	375	364
FBG	<u>322</u>	291	366	364
FBH	325	327	<u>389</u>	375
FBJ	311	250	308	325
FBK	<u>322</u>	280	300	314
FBL	302	289	364	<u>383</u>
FBM	308	302	<u>391</u>	364
FBN	291	289	<u>400</u>	<u>377</u>
FBP	261	252	300	302

備考：上の温度値はFATT(WQ)を基準としたときの遷移温度の上昇量を示す。；下線を付けたものは脆化量が多い場合(本著者による)

以上のことから、Gould自身、ステップクーリング法をとくに重視してこの論文を書いたのではないこと、およびステップクーリング法はGouldによって創始されたものではないことがわかる。

4.4 Powersによるステップクーリング法

ここでGouldが引用したPowersによるステップクーリング法について付言しておきたい。

Powersはその論文"The influence of molybdenum and tungsten on temper embrittlement (1956)" [14]の中で次のようなステップクーリング法を用いている。ただし彼自身はこの方法を単に「徐冷 (slow cooling)」とよんでいる。

- ①試験片を865Kに保持した炉に入れる。
- ②852Kまで炉冷し、24h保持する。
- ③839Kまで炉冷し、24h保持する。

このように13Kおきに24hづつ保持して、644Kまで冷却する。ここまでに16日かかる。

この場合、各温度に24h保持するという「ステップ」は、一定の超徐冷条件を確保するために付けられたものであり、「ステップを付けること」そのものに脆化促進の効果を期待したものではなかったことがわかる。すなわちGouldがPowersの超徐冷法を踏襲して、ステップクーリング法を選んだのならば、彼もまた「ステップを付けること」自体による脆化促進効果を期待したものではなかったことがうかがわれる。

5. ステップクーリング法によって焼もどし脆化が起きる条件

上記のGouldの論文の検討からステップクーリング法は連続冷却法の一つのバリエーションと考えられる。以下、連続冷却法によって焼もどし脆化が起きる条件を検討する。(a)恒温焼もどし、(b)脱脆化後恒温焼もどしおよび(c)脱脆化状態からの連続冷却の各過程をそれぞれ図7(a)、(b)および(c)に示す。

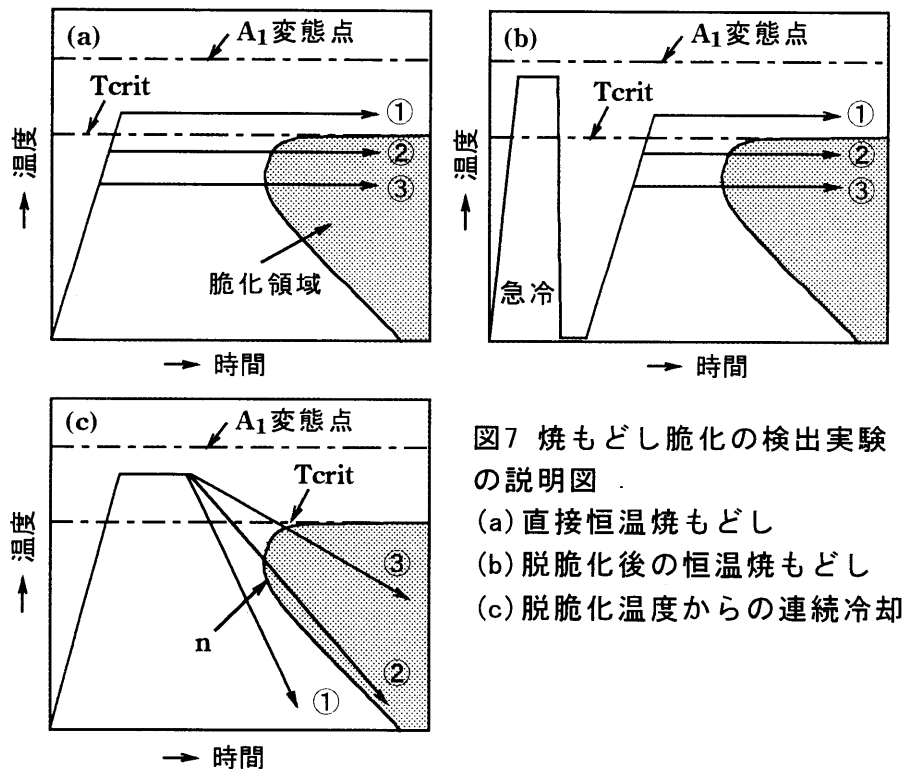


図7 焼もどし脆化の検出実験の説明図

- (a) 直接恒温焼もどし
- (b) 脱脆化後の恒温焼もどし
- (c) 脱脆化温度からの連続冷却

(a)の直接恒温焼もどしは3.1項に述べた本著者の実験で使われたものである。また(b)の脱脆化後の恒温焼もどしは3.2項に述べた本著者の実験およびGouldによる恒温焼もどし実験に用いられているものである。なお、これらの図で「脆化領域」と記した領域は、本著者らによる第3および第4

の焼もどし脆化の領域(図4および図6)、すなわちGouldによる「通称焼もどし脆化」の領域を想定して描いたものである。

恒温焼もどしの場合、加熱温度が①のように脆化領域の上限温度 T_{crit} 以上のときには、脆化は起きない。加熱温度が②および③のように T_{crit} 以下のときには、焼もどし時間が脆化領域に達したときに脆化が始まり、時間経過とともに脆化量が増大する。 T_{crit} 以下では加熱時間が高いほど脆化が早く進行する。

図7(c)の脱脆化状態から連続冷却する場合、冷却速度が①のように大きく、冷却曲線が脆化領域のノーズ(n点)に達しないときには、脆化は起きない。冷却速度が②および③のように小さく、冷却曲線がノーズの右側を通るときには脆化が起きる。Gouldがステップクーリング法によって焼もどし脆化を発生させることができたのは、彼が用いた鋼(Ni-Cr-Mo-V鋼)の脆化領域の中を冷却曲線が通過していたことによると考えられる。なお、焼もどし脆化は、冷却曲線が脆化領域を通過しているときにたえず進行するはずであるが、脆化の進行は高温域において速く、低温域において極端に遅いため、低温域では脆化がほとんど進行しないと考えられる。

図7(c)における脆化領域、すなわち T_{crit} の温度およびノーズの時間は、鋼のNi, Cr, MoおよびC含有量が異なれば明らかに異なる。また同一鋼種でも不純物(PおよびS)含有量によって異なると考えられる。したがって、単一の冷却曲線(またはこれを模した単一のステップクーリング過程)だけで、ある特定の鋼の焼もどし脆化感受性を評価することは困難であろう。

6. 本著者によるステップクーリング法の実験結果

本著者はステップクーリング法を用いて2 1/4Cr-1Mo鋼に第3および第4の脆化を生じさせ、その発生状況を前述の恒温焼もどしにおける結果(図4および図6)と対比させて検討した[11]。

6.1 焼もどし脆化量におよぼす冷却過程の影響

975K、5hのSR処理によって脱脆化させた試験片に次のGouldのステップクーリング処理を施した。

865K, 017h → 810K, 025h → 795K, 24h → 770K, 48h → 750K, 72h

→印は炉冷の過程であって、本実験における冷却速度3K/min)である。

SR処理のままの試験片の遷移温度 vTr_{30} は111Kであった。この試験片に上記のステップクーリング処理を施したものの遷移温度は120Kであり、処理前にくらべて脆化がほとんど進んでいない。

2 1/4Cr-1Mo鋼における焼もどし脆化図(図6)中にGouldのステップクーリング過程を表示すると図8の①線のようになる。同図では時間軸を等間隔目盛で示している。図によれば、Gouldの冷却過程は第3の脆化領域を通過せず、その前段階の第2の脆化領域(点線で囲んだ領域)を通過していることがわかる。

そこで冷却過程が本来の目的である第3の脆化領域を通るように、各ステップの温度を図の②および③のように高温側に移動させた場合について実験してみた。

②のステップクーリングでは865Kに0.17h保持したあと(ここまではGouldの過程に同じ)、835K、825K、800Kおよび780Kにそれぞれ48h保持した。

③のステップクーリングでは、835Kでの保持時間を240hとし、これ以外の温度・時間条件を②と同じにした。

実験の結果、②の冷却過程の場合、得られた vTr_{30} は111Kから159Kまで上昇しており、試験片

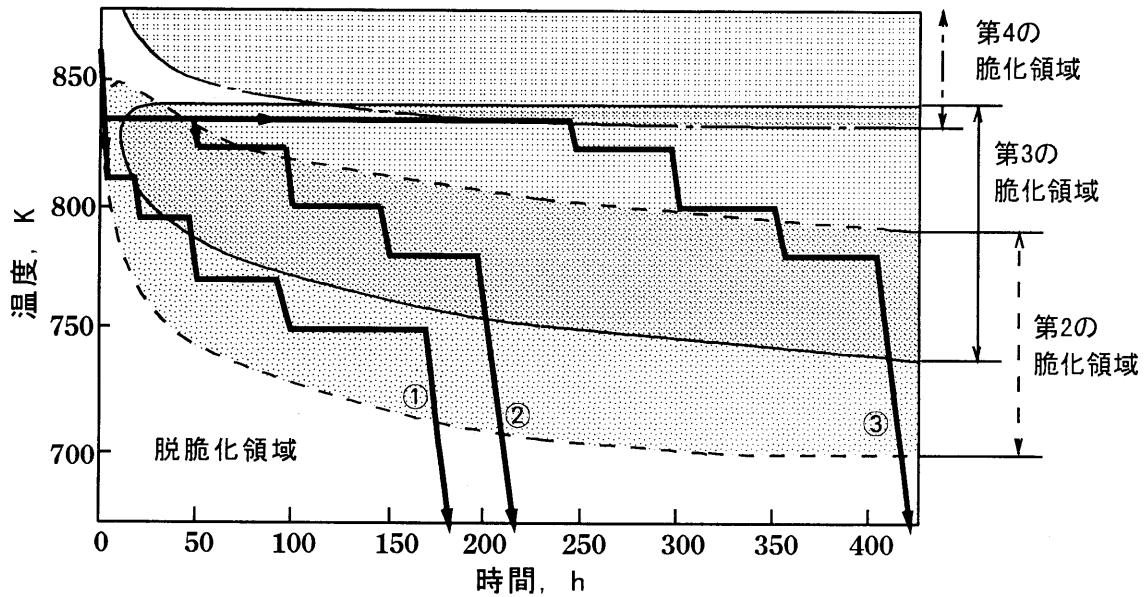


図8 3種のステップクーリング過程と脆化温度-時間領域の関係; ①Gouldによるもの、②および③高温側シフト型 (本著者らによるもの[11]), 2 1/4Cr-1Mo鋼

に第3の脆化を特徴づける粒界破面[10]が観察された(粒界破面率16%)。さらに③の冷却過程による場合には、 vTr_{30} は170Kまで上昇し、粒界破面率が22%まで増加した。

以上のようにGouldによる冷却過程(Ni-Cr-Mo-V鋼を対象としたもの)を修正することによって、Cr-Mo鋼に第3の脆化を発生させることは可能である。しかしこの修正にあたって、恒温焼もどしにおける焼もどし脆化の資料が必要とされることは、上に述べたとおりである。

6.2 ステップクーリング法における脆化促進効果の検討

焼もどしの進行(温度上昇および時間延長)にともなう焼もどし効果(硬さなどの機械的性質の変化)を表示する数値として、次のような焼もどしパラメータ[15]が提案されている。

$$P = T(\log t + 18.5) \quad [T: \text{温度(K)}, t: \text{時間(h)}] \text{----- (1)}$$

この式が焼もどし脆化の進行にも適用できると仮定して、各ステップの温度における焼もどし効果を775Kにおける焼もどし時間に換算し、それらを合計して775Kにおける総焼もどし時間(等価焼もどし時間)を求めた。この値はGouldの冷却方法(図8の①)では250hであり、高温シフト型冷却方法(図8の②および③)ではそれぞれ2570hおよび11100hである。これらの等価焼もどし時間における vTr_{30} を、恒温焼もどしにおける vTr_{30} と比較して、図9にそれぞれ△、◇および□印で示す。図によれば、等価焼もどし時間が恒温焼もどし時間に等しい場合、ほぼ同等またはそれ以下(□印)の vTr_{30} が得られることがわかる[11]。

以上の実験結果から次のことが結論される。

(1)Gouldのもとのステップクーリング法は、彼が使用したNi-Cr-Mo-V鋼(焼もどし脆化が早く現れるタイプの鋼)に適した冷却方法であって、2 1/4Cr-1Mo鋼(焼もどし脆化が遅く現れるタイプの鋼)には適しない。ステップクーリング法の手法をこの鋼に適用しようとするれば、各ステップを高温側に移動させることが必要とされる。

(2)焼もどし脆化発生の上限温度以上に位置するステップは脆化を発生させない。この上限温度以下では、高温側に位置するステップほど脆化発生効果が大きい。低温側に位置するステップは

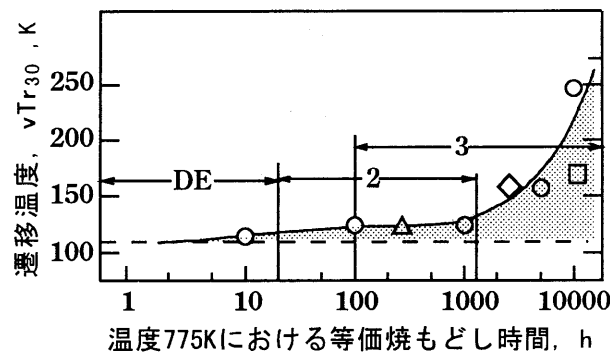


図9 ステップクーリング法と恒温焼もどし法による焼もどし脆化量の比較;DE: 脱脆化状態、2および3: 第2および第3の脆化発生領域[11]

脆化発生効果がきわめて小さい。

(3)ステップ状に冷却させる方法は、超徐冷を可能にする一つの便法として考案されたものであり、「ステップ状に試験片を冷却すること」そのものには脆化促進効果はないと考えられる。

7. 焼もどし脆化の迅速検出法についての提案

以上のようにGouldのステップクーリング法をそのまま焼もどし脆化の迅速検出法として利用する場合、適用上の問題点が多いことが分かった。本著者は焼もどし脆化の迅速検出法として次のことを提案したい。

(1)それぞれの鋼種に適したステップクーリング法を考案すること。ただしこの場合、恒温焼もどし法によって焼もどし脆化の発生領域を予めしらべておくことが必要である。

(2)恒温焼もどし実験の結果から低温側(例えば725K)の場合を外挿すること。

以下、恒温焼もどしにおける実験結果から低温側を外挿する方法について述べる。この方法は上に述べた焼もどしパラメータの考え方によるものである。

7.1 725Kでの直接焼もどしにおける脆化の開始時期

図4中の第3および第4の脆化の開始線(それぞれcdおよびef)を低温側まで延長したものを図10に示す。第3および第4の脆化の開始線(それぞれcdd'およびeff')を直線で近似するとそれぞれ、

$$T(\log t + 18) = 16.3 \times 10^3 \text{ --- (2)}$$

$$T(\log t + 18) = 17.2 \times 10^3 \text{ --- (3)}$$

になる。図10および上式から725Kにおける第3および第4の脆化の開始時期としてそれぞれ約30000hおよび520000hが得られる。

7.2 SR処理後725Kでの焼もどしにおける脆化の開始時期

図6における各種脆化の開始線を低温側に延長したものを図11に示す。微量の第3の脆化の開始線(cdd')および顕著な第3の脆化の開始線(mnn')を直線で近似するとそれぞれ

$$T(\log t + 18) = 15.4 \times 10^3 \text{ --- (4)}$$

$$T(\log t + 18) = 16.8 \times 10^3 \text{ --- (5)}$$

になる。また第4の脆化の開始線(ef')は

$$T(\log t + 18) = 17.2 \times 10^3 \text{ --- (6)}$$

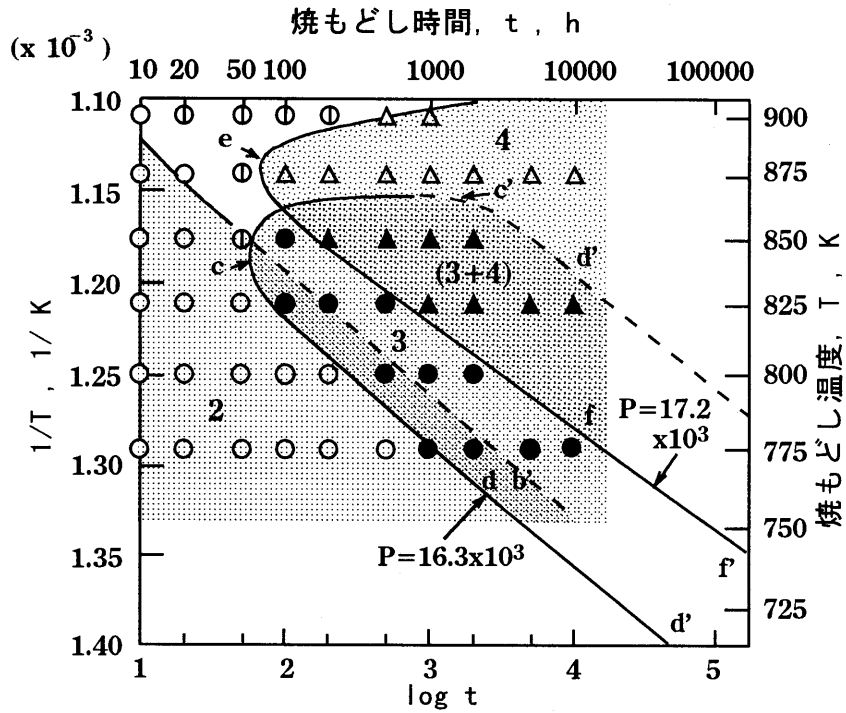


図10 直接恒温焼もどしにおける実験結果から725K付近の焼もどし脆化の開始時期を推定したもの; 2 1/4Cr-1Mo鋼

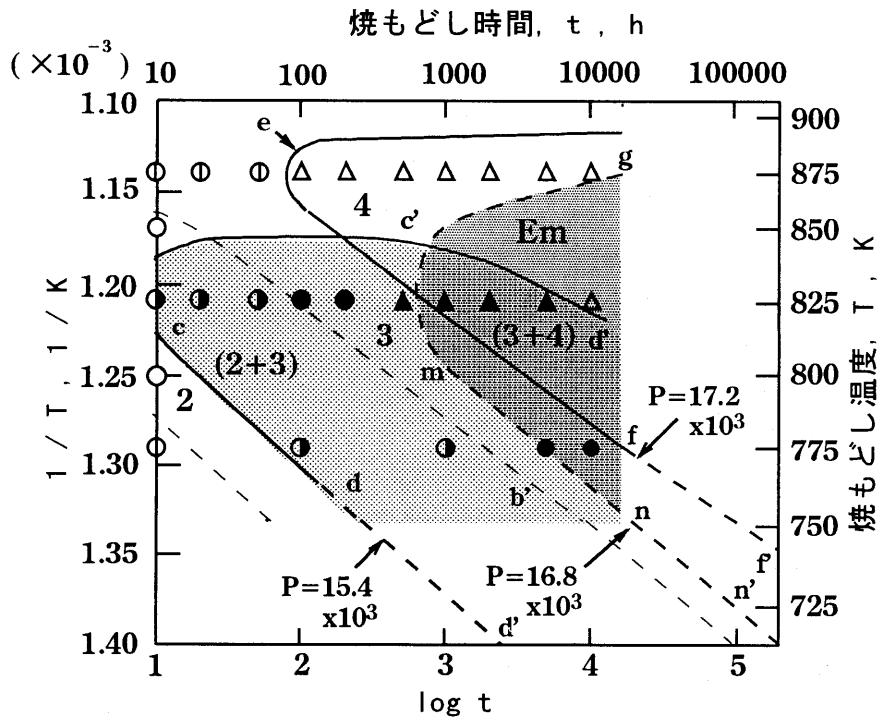


図11 SR処理後の恒温焼もどしにおける実験結果から725K付近の焼もどし脆化の開始時期を推定したもの; 2 1/4Cr-1Mo鋼

になる。図11および上式から725Kにおける微量の第3の脆化、顕著な第3の脆化および第4の脆化の開始時期としてそれぞれ約1600h、150000hおよび520000hが得られる。

9. 結 言

以上、焼もどし脆化の迅速再現法として慣行的に使われているステップクーリング法の問題点を指摘し、これに代わる方法を提示した。

本稿の作成にあたり、三重大学工学部 鈴木実平助教授から有益なご教示をいただいたことを記し、感謝します。

参考文献

- [1]門間: "鉄鋼材料学", 実教出版(1972), pp.305-326.
- [2]三村: 鋼の高温焼もどし脆性, 鉄と鋼, 57-14(1971), 2273-2281.
- [3]K. Tamaki, J. Suzuki, et al.: Factors affecting the temper embrittlement in HAZ of Cr-Mo steel, Res. Rep. Fac. Eng. Mie Univ. Vol.17(1992), 21-36.
- [4]K. Tamaki, J. Suzuki, H. Kawakami, et al.: SR embrittlement and temper embrittlement observed in HAZ of 2 1/2Cr-1Mo steel, ibid. Vol.20(1995), 25-40.
- [5]G. C. Gould: Long time isothermal embrittlement in 3.5Ni, 1.75Cr, 0.50Mo, 0.20C steel, ASTM Special Technical Publication, 407(1967), 90-105.
- [6]沢田, 大橋: 焼もどし脆化した低合金鋼の脱脆化挙動について, 鉄と鋼, 62-6(1976), 644-651.
- [7]高松, 乙黒, 他: 2 1/4Cr-1Mo鋼の焼もどしぜい化特性, 鉄と鋼, 67-1(1981), 178-187.
- [8]沢田, 徳田: 低合金鋼の焼戻脆化挙動と合金元素, Niとの関係, 鉄と鋼, 67-1(1981), 331-344.
- [9]高野, 勝亦: 2 1/4Cr-1Moおよび3Cr-1Mo鋼の長時間恒温焼もどし脆化量の推定, 鉄と鋼, 78-2(1992), 296-303.
- [10]玉置, 鈴木, 川上 他: 2 1/4Cr-1Mo鋼熱影響部に生じる焼もどし脆化の分類, 溶接学会論文集, 14-2(1996), 344-351.
- [11]川上, 玉置, 鈴木 他: SR処理後の再加熱によって2 1/4Cr-1Mo鋼HAZに生じる焼もどし脆化, 溶接学会論文集, 16-2(1998), 243-251.
- [12]玉置, 鈴木, 川上 他: 1 1/4Cr-1/2Mo鋼熱影響部の焼もどし脆化におよぼす焼もどし条件の影響, 溶接学会論文集, 14-4(1996), 709-716.
- [13]玉置, 鈴木, 川上 他: Cr-Mo鋼熱影響部におけるSR処理温度付近の焼もどし脆化, 溶接学会論文集, 15-3(1997), 502-508.
- [14]A. E. Powers: The influence of molybdenum and tungsten on temper embrittlement, Trans. of ASM, Vol. 48(1956), 149-164.
- [15]J. H. Hollomon, L. D. Jaffe; Time-temperature relations in tempering steel, Trans. AIME, Vol. 162 (1945), 223-249.