

(243) 304Hおよび316H鋼における長時間クリープ破断強さの劣化

金属材料研究所 橋井信 門馬義雄
京野純郎

1. 結言

当所において進められているオーステナイト系ボイラ鋼管材 304Hおよび316H鋼に関する長時間クリープ破断試験の結果、図1および2に示すように、二三のチャージのクリープ破断強さが長時間側で急激に低下する現象が認められた。この原因を調べるために、クリープ破断特性に異常な劣化を生じたチャージと比較的正常なふるまいを示したチャージとを対比させて、熱処理や冷間加工の効果を検討した。

2. 実験

表1のような劣化材と正常材とについて、劣化する領域でのクリープ曲線の比較、再固溶化熱処理および30%までの冷間引張加工の効果、劣化に伴う σ 相の体積率の変化、劣化する領域での高温加熱およびクリープダメージによる引張特性の変化などを調べた。

3. 結果

劣化材と正常材のクリープ破断曲線が交叉する点を劣化の開始と見なせば、一般に劣化は試験温度が高くなると短時間側から始まる。劣化の開始について、304Hでははっきりとした応力依存性が認められるが、316Hの場合にはほぼ一定の応力である。

再固溶化熱処理した劣化材を劣化する領域でクリープ破断試験するとやや寿命を下げる。304Hでは加工度に対して破断寿命にピークが現われる。

304H鋼では劣化材、正常材ともに700℃では破断時間と共に σ 相の体積率も増加し、約2万時間で破断した試験片の平行部では約2%に達する。 σ 相は主として粒界に粗大に析出するが、正常材では σ 相の周囲に無析出帯(PFZ)が認められる。これに対して、316Hでは劣化材にのみ粗大な σ 相が多量(700℃で約1万5千時間破断の試験片平行部で体積率約2.4%)に認められるが、正常材では少量(約0.5%以下)である。316Hの劣化材AAFに750℃-5.4%まで500, 1000および1500 hrのクリープダメージを与えた後に、室温で引張試験を行なうと、 σ 相の析出のため引張強さは6~8%上昇するが、破断時の真応力は延性の低下のため、加熱時間と共に減少し、1500 hrで約半分になる。

表1 受入状態での化学成分(%)および室温の機械的性質

鋼種	特性	Ch 記号	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	$\sigma_{0.2}$ kg/mm ²	σ_B kg/mm ²	δ_4 %	HRB	粒度	
304H	劣化材	ABA	.07	.48	1.59	.020	.012	18.6	0.47	10.7	.047	29	62	67	83	80	5.9
	正常材	ABE	.08	.56	1.43	.021	.010	19.3	0.04	9.5	.014	27	63	72	84	81	5.1
316H	劣化材	AAF	.07	.47	1.70	.025	.025	16.6	2.38	13.3	.095	30	62	64	80	79	5.9
	正常材	AAL	.07	.60	1.60	.021	.010	16.4	2.39	13.4	.017	28	60	64	81	78	6.2

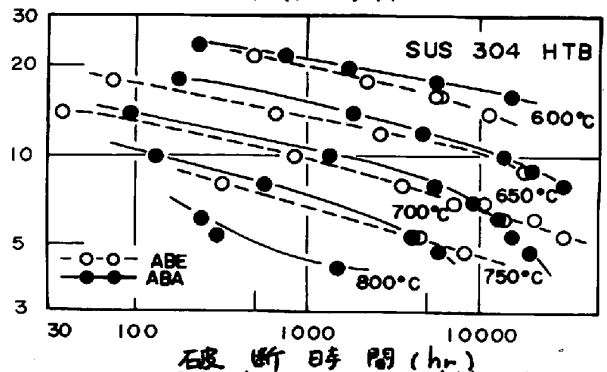


図1 304H鋼のクリープ破断曲線

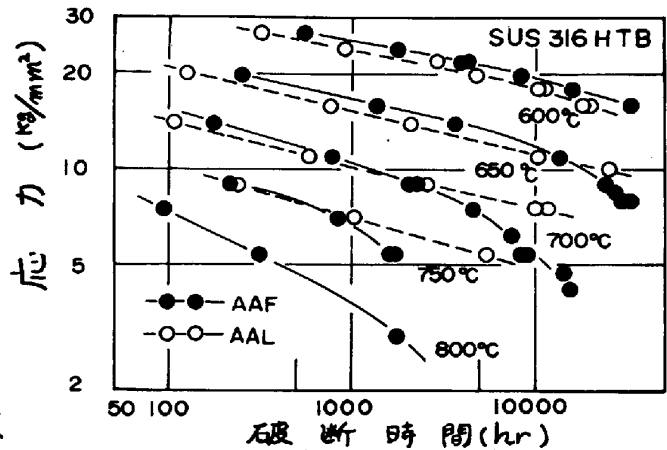


図2 316H鋼のクリープ破断曲線